

ROČNÍK/VOL. LXVI
ROK/YEAR 2013

6



Hutnické listy

METALLURGICAL
JOURNAL

ODBORNÝ ČASOPIS PRO METALURGII A MATERIÁLOVÉ INŽENÝRSTVÍ
PROFESSIONAL PERIODICAL FOR METALLURGY AND MATERIAL ENGINEERING

WWW.HUTNICKELISTY.CZ
ISSN 0018-8069



RMTVC
Regionální materiálové technologické
výzkumné centrum

Vydavatel

OCELOT s.r.o.
Pohraniční 693/31
706 02 Ostrava-Vítkovice
IČO 49245848, DIČ CZ49245848
Registrace v obchodním rejstříku Krajského
soudu v Ostravě, oddíl C, vložka 30879

Redakce, kontaktní adresa

OCELOT s.r.o.
Redakce časopisu Hutnické listy
areál VŠB – TU Ostrava, A 534
17. listopadu 15/2127
708 33 Ostrava-Poruba
www.hutnickelisty.cz
www.metallurgicaljournal.eu

Vedoucí redaktor

Ing. Jan Počta, CSc.
☎ 596995156
e-mail: redakce@hutnickelisty.cz
j.pocta@seznam.cz

Redaktorka

Jaroslava Pindorová
e-mail: jaroslava.pindorova@seznam.cz

Redakční rada

Předseda:

Prof. Ing. Ludovít Dobrovský, CSc., Dr.h.c.,
VŠB-TU Ostrava

Členové:

Ing. Michal Baštinský, EVRAZ VÍTKOVICE
STEEL, a.s.
Prof. dr. hab. inž. Leszek Blacha,
Politechnika Śląska
Prof. dr. hab. inž. Henryk Dyja, Politechnika
Częstochowska
Ing. Karol Hala, U.S. Steel Košice, s.r.o.
Prof. Ing. Vojtěch Hrubý, CSc. Univerzita
obransy
Ing. Henryk Huczala, TRINECKÉ
ŽELEZÁRNY, a.s.
Prof. Ing. František Kavička, CSc., VUT
v Brně
Ing. Ludvík Martínek, Ph.D., ŽDAS, a.s.
Prof. Ing. Karel Matocha, CSc.,
MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ
VÝZKUM s.r.o.
Ing. Radim Pachlopník, ArcelorMittal
Ostrava, a.s.
Prof. Ing. Ludovít Parilák, CSc., ŽP VVC
s.r.o.
Ing. Jiří Petržela, Ph.D., VÍTKOVICE
HEAVY MACHINERY, a.s.
Ing. Jaroslav Pindor, Ph.D., MATERIÁLOVÝ
A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o.
Ing. Vladimír Toman, Hutnictví železa, a.s.
Prof. Ing. Karel Tomášek, CSc., TU
v Košiciach

Grafika záhlaví a podkladu na titulní straně

Miroslav Juřica,
e-mail: grafik@konstrukce.cz
a red.

Tisk

T-print s.r.o., Průmyslová 1003, 739 65
Třinec

Registrační číslo

MK ČR E 18087

Mezinárodní standardní číslo

ISSN 0018-8069

O b s a h

výroba oceli

Ing. Vladislav Kurka, Ph.D., Ing. Zbyněk Hudzieczek, Ing. Jaroslav Pindor, Ph.D., doc. Ing. Jiří Cieřciála, CSc. 4

Výroba vysoce jakostní oceli, legované vysokým obsahem legujících přísad Al a Ti, v zařízení „Vakuová a přetlaková indukční tavicí pec“

Ing. Silvie Rosypalová, Ph.D., doc. Ing. Lenka Řeháčková, Ph.D., doc. Ing. Rostislav Dudek, Ph.D., prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc., doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D., prof. Ing. Ludovít Dobrovský, CSc., Dr.h.c., Ing. Monika Žaludová, Ph.D. 9

Vliv změny chemického složení roztavených oxidických systémů na jejich viskozitu

doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D., Ing. Monika Žaludová, Ph.D., Ing. Simona Zlá, Ph.D., prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc., prof. Ing. Karel Michalek, CSc., Ing. Karel Gryc, Ph.D., Ing. Markéta Tkadlečková, Ph.D., Ing. Silvie Rosypalová, Ph.D. 13

Latentní tepla tání a tuhnutí systémů na bázi Fe

tváření, tepelné zpracování

doc. Ing. Richard Fabík, Ph.D. 18

Vliv technologických podmínek tažení drátu na nehomogenitu deformace v podmínkách hydrodynamického tření

Ing. Stanislav Rusz, Ph.D., prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., RNDr. Jiří Svoboda, CSc., DrSc., Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Ing. Rostislav Kawulok, Ing. Kateřina Skotnicová, Ph.D., Ing. Petra Váňová, Ph.D., Ing. Tomáš Čegan 23

Možnosti zhutňování kovového prášku intenzivním válcováním za tepla

prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., RNDr. Jaromír Kopeček, Ph.D., Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Ing. Petr Opěla, Ing. Pavel Hanus, Ph.D., Ing. Rostislav Kawulok 28

Kinetika statické rekrytalizace aluminidu železa Fe-40at.%Al-Zr-B

výroba trubek

Ing. Petr Unucka, Ph.D., Ing. Alexandr Arbuz, Ing. Roman Noga 34

Děrování kosým válcováním na třívalcové stolici

materiálové inženýrství

prof. Ing. Karel Matocha, CSc., Ing. Ladislav Kander, Ph.D., Ing. Miroslav Filip, Ing. Ondřej Dorazil 44

Zkušenosti s hodnocením tranzitního chování ocelí z výsledků penetračních testů

Ing. Roman Gabor, Ing. Karel Malaník, CSc. 51

Principy a aplikace částicové analýzy pro hodnocení nečistot povrchů

Ing. Ondřej Životský, Ph.D., RNDr. Ing. Aleš Hendrych, Ph.D., Ing. Yvonna Jirásková, Ph.D. 56

Magnetooptická teplotní měření na amorfních CoSiB pásčích

doc. RNDr. Richard Dvorsky, Ph.D., prof. Ing. Petr Praus, Ph.D., Ing. Soňa Študentová 61

Kavitační depozice aktivních nanočástic na nosné mikročástice

neželezné kovy a slitiny

Ing. Karel Gryc, Ph.D., doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D., Ing. Monika Žaludová, Ph.D., Ing. Markéta Tkadlečková, Ph.D., Ing. Ladislav Socha, Ph.D., prof. Ing. Karel Michalek, CSc., Ing. Pavel Machovčák, Ph.D., prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc. 64

Stanovení teplot solidu a likvidu oceli 20MnMoNi5-5 metodami termické analýzy a výpočty

strojírenské dohotovení hutních výrobků

Ing. Miroslav Vaculík, Ph.D., doc. Ing. Vlastimil Matějka, Ph.D., doc. Ing. Vladimír Tomášek, CSc., doc. Mgr. Jana Kukutschová, Ph.D. 69

Třecí vlastnosti obložení automobilových brzd s obsahem plniv na bázi kovů

Hlavní články v časopisu jsou uváděny v českém, slovenském nebo anglickém jazyce.

Časopis vychází 6x ročně. Cena jednotlivého čísla 200,- Kč. K ceně se připočítává DPH. Roční předplatné základní 1190,- Kč, studentské 20 % sleva proti potvrzení o studiu. Předplatné se zvyšuje o poštovné vycházející z dodávek každému odběrateli. Předplatné se automaticky prodlužuje na další období, pokud je odběratel jeden měsíc před uplynutím abonentního období písemně nezruší. Objednávky na předplatné přijímá, distribuci a fakturaci zajišťuje SEND Předplatné s.r.o., P.O.Box 141, 14021 Praha 4, tel.: +420 225985225, fax: +420 225341425, e-mail: send@send.cz. Informace o podmínkách publikace, inzerce a reklamy podává redakce.

Za původnost příspěvků, jejich věcnou a jazykovou správnost odpovídají autoři. Podklady k tisku redakce přijímá v elektronické podobě. Recenzní posudky jsou uloženy v redakci. Žádná část publikovaného čísla nesmí být reprodukována, kopírována nebo elektronicky šířena bez písemného souhlasu vydavatele.

© OCELOT s.r.o., 2013
ISSN 0018-8069

Časopis byl v r. 2008 zařazen Radou vlády ČR pro výzkum a vývoj do seznamu recenzovaných neimpaktovaných periodik vydávaných v ČR.

Hlavní články jsou evidovány v mezinárodní databázi METADEX a ILLUSTRATA TECHNOLOGY, obě spravované firmou ProQuest, USA.

Abstrakty hlavních článků jsou evidovány v české, slovenské a anglické verzi na webových stránkách Hutnických listů.

počítačová simulace, výpočetní metody

Ing. Rostislav Kawulok, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Ing. Stanislav Rusz, Ph.D., Ing. Petr Opěla, Ing. Petr Unucka, Ph.D., Ing. Karel Milan Čmiel, Ph.D. **75**

Vliv metody fyzikálního modelování na strukturní výsledky simulace válcování ocelových tyčí

hutní výroba v ČR a SR **80**

z hospodářské činnosti podniků **85**

ze spolkové činnosti a odborných akcí **86**

ze života škol **89**

nová literatura **94**

společenská kronika **99**

výstavy, veletrhy, konference **106**

hutnictví ve světě **108**

Dodavatelé příspěvků ve všeobecné části :

• Hutnictví železa, a.s. • Třinecké železářny, a.s. • Česká hutnická společnost, podniková pobočka TŽ • Česká koksárenská společnost • prof. Ing. Ivan Lukáč, PhD. • VŠB-TU Ostrava, FMMI • pravidelní dopisovatelé • redakce

C o n t e n t

Steel Making

- Ing. Vladislav Kurka, Ph.D., Ing. Zbyněk Hudzieczek, Ing. Jaroslav Pindor, Ph.D., doc. Ing. Jiří Cieřciála, CSc.* 4
Production of High Quality Steel, with High Content of Alloying Elements Al and Ti, Produced in „Vacuum and Pressurized Induction Melting furnace“
- Ing. Silvie Rosypalová, Ph.D., doc. Ing. Lenka Řeháčková, Ph.D., doc. Ing. Rostislav Dudek, Ph.D., prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc., doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D., prof. Ing. Ludovít Dobrovský, CSc., Dr.h.c., Ing. Monika Žaludová, Ph.D.* 9
Effect of Change of Chemical Composition of Molten Oxide Systems on their Viscosity
- doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D., Ing. Monika Žaludová, Ph.D., Ing. Simona Zlá, Ph.D., prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc., prof. Ing. Karel Michalek, CSc., Ing. Karel Gryc, Ph.D., Ing. Markéta Tkadlečková, Ph.D., Ing. Silvie Rosypalová, Ph.D.* 13
Latent Heats of Melting and Solidification of Fe Based Systems

Forming, Heat Treatment

- doc. Ing. Richard Fabík, Ph.D.* 18
Influence of Technological Conditions of Wire Drawing on Inhomogeneity of Deformation under Conditions of Hydro-dynamic Lubrication
- Ing. Stanislav Ruz, Ph.D., prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., RNDr. Jiří Svoboda, CSc., DrSc., Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Ing. Rostislav Kawulok, Ing. Kateřina Skotnicová, Ph.D., Ing. Petra Váňová, Ph.D., Ing. Tomáš Čegan* 23
Possibilities of Compacting of Metallic Powder by Intensive Hot Rolling
- prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., RNDr. Jaromír Kopeček, Ph.D., Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Ing. Petr Opěla, Ing. Pavel Hanus, Ph.D., Ing. Rostislav Kawulok* 28
Kinetics of Static Recrystallization of Iron Aluminide Fe-40at.%Al-Zr-B

Tube Production

- Ing. Petr Unucka, Ph.D., Ing. Alexandr Arbuz, Ing. Roman Noga* 34
Cross Roll Piercing on the Three-roll Mill

Material Engineering

- prof. Ing. Karel Matocha, CSc., Ing. Ladislav Kander, Ph.D., Ing. Miroslav Filip, Ing. Ondřej Dorazil* 44
Experience with Evaluation of Transition Behaviour of Steels from the Results of Penetration Tests
- Ing. Roman Gabor, Ing. Karel Malaník, CSc.* 51
Principles and Applications of Particles Analysis for Determination of Surface Impurities
- Ing. Ondřej Životský, Ph.D., RNDr. Ing. Aleš Hendrych, Ph.D., Ing. Yvonna Jirásková, Ph.D.* 56
Magneto-optical Temperature Measurements of Amorphous CoSiB Ribbons
- doc. RNDr. Richard Dvorsky, Ph.D., prof. Ing. Petr Praus, Ph.D., Ing. Soňa Študentová* 61
Cavitation Deposition of Active Nanoparticles on Carrier Microparticles

Non-ferrous Metals and Alloys

- Ing. Karel Gryc, Ph.D., doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D., Ing. Monika Žaludová, Ph.D., Ing. Markéta Tkadlečková, Ph.D., Ing. Ladislav Socha, Ph.D., prof. Ing. Karel Michalek, CSc., Ing. Pavel Machovčák, Ph.D., prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.* 64
Determination of Solidus and Liquidus Temperatures for 20MnMoNi5-5 Steel Grade by Thermal Analysis Methods and by Calculations

Machinery Finishing and Utilization of Metallurgical Products

- Ing. Miroslav Vaculík, Ph.D., doc. Ing. Vlastimil Matějka, Ph.D., doc. Ing. Vladimír Tomášek, CSc., doc. Mgr. Jana Kukutschová, Ph.D.* 69
Friction Properties of the Automotive Brake Linings Containing Metallic Fillers

Computer Simulation, Computing Methods

- Ing. Rostislav Kawulok, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Ing. Stanislav Ruz, Ph.D., Ing. Petr Opěla, Ing. Petr Unucka, Ph.D., Ing. Karel Milan Čmiel, Ph.D.* 75
Influence of Method of Physical Modelling on Structural Results of Simulations of Rolling of Steel Rods

MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o.

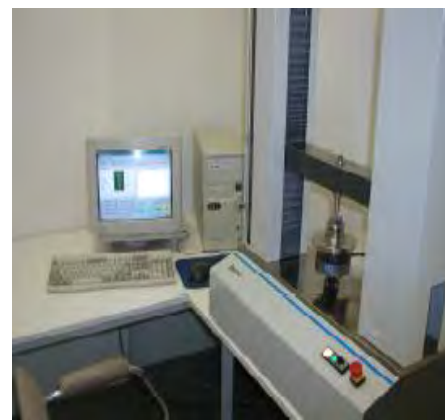
Společnost MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o. zabezpečuje výzkumnou a vývojovou činnost v oboru hutnictví železa. Specializuje se především na materiálové inženýrství, výzkum, vývoj a optimalizace výrobních technologií ocelí a tvářených polotovárů a výrobků, zkoušení materiálových vlastností ocelí a slitin v akreditovaných laboratořích, nové progresivní způsoby tváření a ekologické technologie. Realizuje výzkum a servisní činnost v oblasti chemických analytických metod, provádí autorizovaná měření emisí a imisí a dodává formou na klíč zařízení pro měření emisí a imisí.

Společnost má zavedený a udržovaný systém managementu kvality podle standardu **ČSN EN ISO 9001**.

Od svého založení před 63-ti lety prošel Výzkumný ústav Vítkovických železáren řadou organizačních změn, modernizací a transformací. V současné době je samostatnou výzkumně - vývojovou privátní organizací a 99 % vlastníkem společnosti jsou TRINECKÉ ŽELEZÁRNY, a.s. MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o. je VÝZKUMNOU ORGANIZACÍ, tzn., že splňuje podmínky stanovení platnou českou legislativou a Rámcem Společenství pro státní podporu výzkumu, vývoje a inovací (2006/C 323/01).

Moderní a dynamická společnost s více než 60letou tradicí nabízí služby v těchto základních oblastech výzkumu a laboratořích, a to v níže uvedených oborech:

- ❖ výzkum výroby, odlévání a tváření ocelí, výzkum procesů v sekundární metalurgii oceli
- ❖ výzkum technologie elektrostruskového přetavování
- ❖ výzkum pokrokových tvářecích technologií a řízených procesů tváření, s využitím univerzálního plastometru SETARAM-VÍTKOVICE, fyzikálního i matematického modelování
- ❖ zkoušení mechanických vlastností, křehkolomových a únavových vlastností v akreditované laboratoři
- ❖ hodnocení konvenčních a nekonvenčních vlastností materiálů
- ❖ zjišťování odolnosti vůči koroznímu praskání
- ❖ ověřování creepových charakteristik ocelí a degradace materiálových vlastností
- ❖ chemické analýzy kovových a oxidických materiálů z produkce železa a jeho slitin v akreditované laboratoři



www.mmvyzkum.cz

Pohraniční 693/31, 706 02 Ostrava, Česká republika

kontakt: Ing. Jaroslav Pindor, Ph.D, tel.: +420 595 956 029, fax.: + 420 595 956 168

e-mail : jaroslav.pindor@mmvyzkum.cz

výroba oceli

Výroba vysoce jakostní oceli, legované vysokým obsahem legujících přísad Al a Ti, v zařízení „Vakuová a přetlaková indukční tavící pec“

Production of High Quality Steel, with High Content of Alloying Elements Al and Ti, Produced in „Vacuum and Pressurized Induction Melting furnace“

Ing. Vladislav Kurka, Ph.D.¹, Ing. Zbyněk Hudzieczek¹, Ing. Jaroslav Pindor, Ph.D.¹, doc. Ing. Jiří Cieńciała, CSc.²

¹MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., RMTVC, Pohraniční 693/31, 703 00 Ostrava-Vítkovice, Česká republika

²Vysoká škola podnikání, a. s., Michálkovická 1810/181, 710 00 Ostrava-Slezská Ostrava, Česká republika

Společnost MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o. (MMV) vyvíjí technologii výroby vysoce jakostní oceli s 10 % Cr, 9 % Ni, 2 % Mo a s vysokými obsahy Ti a Al. Výroba materiálu na atmosférických indukčních tavících pecích s vysokými obsahy legujících přísad, jako je hliník a titan, je prakticky nemožná. Obsahy těchto prvků mají velmi vysokou afinitu ke kyslíku a jejich legování je samo o sobě problematické. Jako první je v této práci popsána problematika výroby tohoto materiálu (tavení a rafinace) na zařízení „Vakuová a přetlaková indukční tavící pec“ (VPIM). U této tavby je popsána interakce tekutého kovu s vyzdívkou, odlévání a interakce legujících přísad Ti a Al s žáruvzdornými materiály v lici pánvi při odlévání na atmosférickém licím poli. Jako druhá je popsána technologie výroby, která odstraňuje předchozí problémy, neboť byla realizována již na inovovaném zařízení VPIM. V tomto zařízení byla provedena tavba pod ochrannou atmosférou Ar, rafinace vakuem, oproti předchozí tavbě také odlévání spodem přes mezipánev do kokilové sestavy a tuhnutí. V podmínkách MMV se potvrdilo, že nově rekonstruované zařízení VPIM je pro tyto problematické materiály vhodné. Zařízení je součástí „Laboratoře pro experimentální ověřování technologií výroby nových materiálů“. V rámci řešení projektu „Regionální materiálově technologické výzkumné centrum“ č. CZ.1.05/2.1.00/01.0040, výzkumného programu č. 6 s názvem „Experimentální ověřování nových technologických postupů u kovových materiálů s vyššími kvalitativními parametry“, bude realizována modernizace VPIM. Laboratoř bude sloužit ve společnosti MMV pro výzkum a vývoj metalurgických procesů v kovových taveninách.

Klíčová slova: čistota, hliník, titan, vakuum, vakuová a přetlaková indukční tavící pec, VPIM, vakuová uhlíková dezoxidace, VCD

The company Material and Metallurgical Research Ltd. is developing new technology for production of high grade steel with 10% Cr, 9% Ni and 2%Mo with high contents of Ti and Al. Production of material on atmospheric induction melting furnaces with high contents of alloying elements, such as Al and Ti, is practically impossible. Alloying of large contents of these elements with high affinity to oxygen is problematic. The paper first describes issues connected with production of this material (melting and refining) on the production unit "Vacuum and over-pressure induction melting furnace" (VPIM). In this heat it describes problems of interaction of molten metal with lining, casting and interaction of alloying elements Ti and Al with refractory materials in pouring ladle at casting on atmospheric casting bed. It describes as the second the production technology, which eliminates previous problems, as it was realised on the already up-graded VPIM equipment. In this unit the melt was produced under argon protective atmosphere, it was refined under vacuum, and in comparison with the previous melt it was also cast by bottom casting via tundish into the set of ingot moulds followed by solidification. It was confirmed in conditions of MMV, that newly reconstructed VPIM unit is suitable for such problematic materials. This unit makes part of the „Laboratory for experimental verification of technologies for production of new materials“. The VPIM unit will be renovated within solution of the project „Regional Materials Science and Technology Centre“ No. : CZ.1.05/2.1.00/01.0040, research program No. 6 entitled „Experimental verification of new technological processes for metallic materials with higher quality parameters“. The laboratory will serve in the

company Material and Metallurgical Research Ltd. for research and development of metallurgical processes in metallic melts.

Key words: purity, aluminum, titanium, vacuum, vacuum and pressurized induction melting furnace, VPIM, vacuum carbon deoxidation, VCD

Úvod do problematiky

Ze zahraničních hutních podniků, především z východních zemí v současné době dochází k nárůstu dovozu materiálů. Obecně lze říci, že při srovnání s předchozími obdobími, se jakostní parametry těchto materiálů zvyšují. Hlavním faktorem výběru, při stejných jakostních parametrech nabízeného materiálu od dvou výrobců, je cena. Zajistit konkurenční schopnost hutní společnosti lze neustálým zvyšováním jakostních parametrů vyráběných materiálů a snižováním energetické a potažmo ekonomické náročnosti výroby.

Hliník a titan mají z metalurgického hlediska vysokou afinitu ke kyslíku. V této práci je prezentována problematika výroby oceli s vysokými obsahy legujících

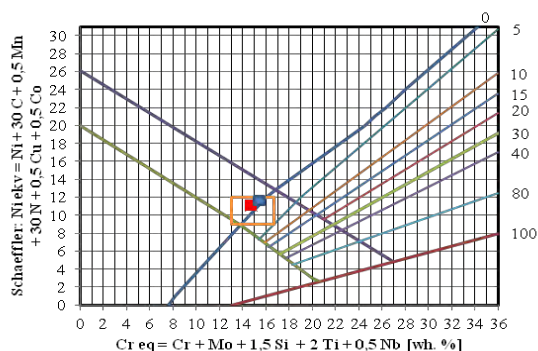
prvků, jako jsou titan a hliník, viz tab. 1 (dále jen MATERIÁL), ve společnosti MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o. (dále jen MMV) V práci je popsána výroba materiálu na zařízení „Vakuová a přetlaková indukční tavicí pec“ (VPIM) a s tím spojená problematika odlévání.

Výroba oceli na metalurgických zařízeních se řídí nejenom požadavkem na chemické složení, ale také požadovanými strukturními parametry vyráběné oceli. V tomto případě bylo požadováno vyrobit čistě austeniticko-martenzitickou strukturu. Řízení finální struktury lze provádět např. dvěma způsoby: buď zúžit chemické složení tak, aby výsledný MATERIÁL měl vždy požadovanou strukturu, nebo do řízení tavy zařadit také řízení struktury, např. podle Schaeffler De Long diagramu, viz obr. 1.

Tab. 1 Chemické složení materiálu (hmot. %)

Tab. 1 Chemical composition of material (wt. %)

		C	Cr	Ni	Mo	Ti	Al
1. tavba - lití a tuhnutí mimo keson VPIM	tavenina ve VPIM	0,010	10,38	9,93	2,24	0,94	0,47
	10mm kolem zátkové tyče u výlevky lící pánve	0,035	10,20	9,98	2,17	0,91	0,42
2. tavba - lití a tuhnutí v kesonu VPIM	ingot - hlava	0,034	10,51	10,60	2,08	1,19	0,59
	ingot - pata	0,034	10,50	10,56	2,08	1,20	0,59



Obr. 1 Chemické složení MATERIÁLU (oranžový obdélník), 1. tavby (červený bod) a 2. tavby (modrý bod) dle Schaeffler De Long diagramu

Fig. 1 Chemical composition of material (orange rectangle), of the 1st melt /red point) and of the 2nd melt (blue point) according to Schaeffler de Long diagram

První tavba na VPIM před rekonstrukcí

První tavba na zařízení VPIM, ještě před jeho rekonstrukcí, probíhala standardním způsobem [3]. Zařízení při první tavbě dovozovalo odlévání pouze horem. Je obecně známo, že ingoty odlévané horem mají horší povrchovou kvalitu. Proto bylo přistoupeno k odlití spodem do kokily na atmosférickém lícím poli.

Při otevření kesonu bylo provedeno nasazení základní vsázky, která obsahovala vyšší podíl C. Po jejím roztavení, při zavření kesonu v atmosféře Ar, proběhl proces „Vakuové uhlíkové dezoxidace“ (dále jen VCD), který snížil obsah C z 0,02 % na 0,01 %. Následovalo legování Cr, Ni, Mo a poté proběhla vakuová rafinace s cílem snížení obsahu H. Po ohřevu taveniny na lící teplotu, byl otevřen keson a tavenina byla odlita do předem připravené oválné lící pánve. Oválná lící pánve má výlevku ve dně uzavřenou zátkovou tyčí, která také slouží k regulaci rychlosti odlévání, viz obr. 2 oceli z lící pánve nad lícím kulem došlo v okolí výlevky k zatuhnutí oceli. v okolí výlevky. Aby byla zjištěna příčina zatuhlé taveniny ve výlevce, byl proveden rozbor tohoto problému. Detail zatuhlé taveniny v místě výlevky je uveden na obr. 3.

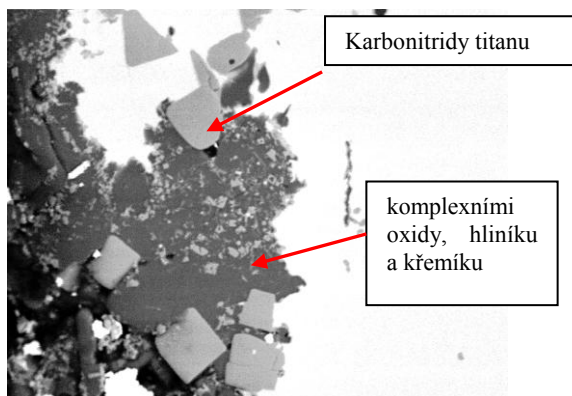
Utuhlá ocel byla z oválné lící pánve vyňata a byl odebrán vzorek kovu k analýze a stanovení příčiny vzniku tohoto problému, viz. obr. 3. Za použití RTG spektrální mikroanalýzy bylo zjištěno, že v místě výlevky je zvýšený obsah karbonitridových částic titanu, a to jak větších a samostatně se vyskytujících, tak komplexních spolu s oxidy hliníku a křemíku (obr. 4), ale i menších a četnějších (obr. 5).



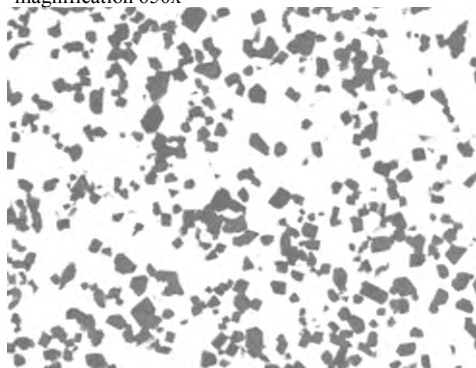
Obr. 2 Ovalní lící pánve se zátkovou tyčí pro VPIM
Fig. 2 Oval pouring ladle with stopper rod for VPIM



Obr. 3 Detail zatuhlé taveniny v místě výlevky po vyndání z lící pánve. Místo odběru vzorku kovu na analýzu.
Fig. 3 Detail of solidified melt at the place of nozzle after its removal from the pouring ladle. Place for taking of sample of metal for analysis.



Obr. 4 Větší karbonitridy titanu v místě výlevky, zvětšeno 650x
Fig. 4 Larger titanium carbo-nitrides at the place of nozzle, magnification 650x



Obr. 5 Shluky menších částí karbonitridů titanu v místě výlevky, zvětšeno 1100x
Fig. 5 Clusters of smaller parts of titanium carbo-nitrides at the place of nozzle, magnification 1100x

S velkou pravděpodobností došlo při otevřeném kesonu v průběhu přelévání taveniny z indukční tavicí pece do lící pánve k oxidaci taveniny a vzniku oxidů hliníku. Titan má vysokou afinitu k uhlíku a proto při interakci s grafitovou zátkovou tyčí došlo ke vzniku karbonitridů titanu. Tyto částice se nacházely pouze cca 10 mm kolem zátkové tyče u výlevky a jejich výskyt byl tak vysoký, že lze předpokládat, že byl příčinou zahuštění taveniny v tomto místě a zabránil tak jejímu odlití.

Druhá tavba na VPIM po rekonstrukci

Druhá tavba probíhala po provedení rekonstrukce na zařízení VPIM. Jako vsázka byl použit MATERIÁL z předchozí první tavby, který byl kováním upraven, tak aby se vešel do kelímku (obr. 6). Technologie výroby oceli druhé tavby probíhala stejně jako u první tavby, tedy tavení a rafinace v uzavřeném kesonu. Nově bylo provedeno odlévání spodem do kokilové sestavy s tuhnutím v kesonu.

Lící sestava pro odlévání spodem v kesonu VPIM je uvedena na obr. 7. Na tuto lící sestavu se v kesonu položí mezipánve (obr. 8), která slouží pro usměrnění výtok taveniny z indukční pece do lícího kůlu a dále pro separaci případné strusky od taveniny. Schématicky je lící sestava uvedena na obr. 9, včetně zakreslení nově instalované O_2/Ar trysky, „dvoubarevného“ pyrometru, měřicího a odběrového kesonku [4].



Obr. 6 Materiál z předchozí 1. tavby, po překování je vsázkou 2. tavby

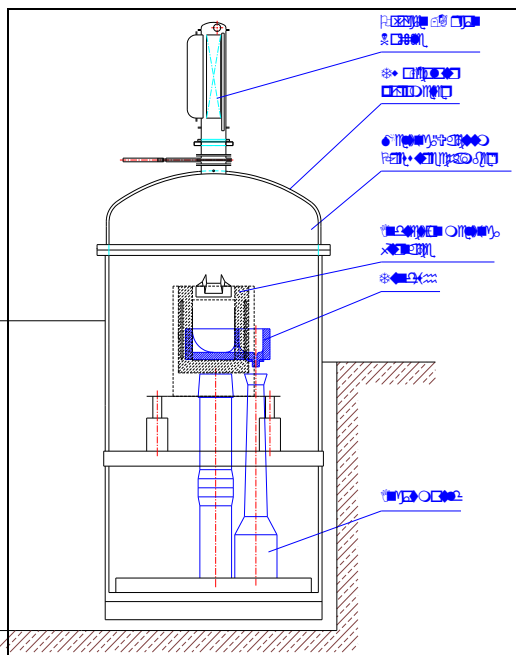
Fig. 6 Material from previous 1st melt, after re-forging it served as a charge for the 2nd melt



Obr. 7 Lící sestava pro odlévání spodem v kesonu VPIM
Fig. 7 Casting unit for bottom casting in the VPIM caisson



Obr. 8 Lící sestava kesonu s mezipánví
Fig. 8 Casting unit of caisson with tundish



Obr. 9 Schématické znázornění zařízení VPIM po rekonstrukci [2]
Fig. 9 Schematic diagram of VPIM unit after reconstruction [2]

Po vychlazení byl ingot o hmotnosti cca 715 kg (0) podroben vizuální kontrole povrchu. Z této kontroly

vyplývalo, že povrch spodem odlitého ingotu ve VPIM je oproti dříve horem odlévaných ingotů výrazně kvalitnější.

Chemické složení vyráběného MATERIÁLU oceli bylo stanoveno ze vzorků, které byly odebrány z hlavové a patní části vyrobeného ingotu (viz tab. 1). Toto chemické složení odpovídá požadavkům.



Obr. 10 Odlitý ingot o hmotnosti cca 715 kg
Fig. 10 Cast ingot with mass of approx. 715 kg

Závěr

Výše uvedená práce se zabývá problematikou výroby nízkouhlíkového antikorozičního MATERIÁLU s vysokým obsahem titanu a hliníku.

Při první tavně před rekonstrukcí VPIM byla, po rafinaci v zařízení VPIM při otevřeném kesonu přelita tavenina z indukční tavicí pece do lící pánve. Při přelévání došlo pravděpodobně k oxidaci hliníku z atmosféry a následně k interakci titanu s grafitovou zátkovou tyčí. Vznikly tak karbonitridy titanu a komplexní oxidy hliníku a křemíku. Oblast výskytu těchto částic se nacházela pouze v okolí výlevky, a to ve vzdálenosti cca 10 mm od ní. Tyto částice pravděpodobně způsobily zahuštění taveniny v místě výlevky a znemožnily její odlití. Při odlévání taveb o stejném složení, ale vyšším obsahu uhlíku tyto problémy nebyly zaznamenány.

Provedená druhá tavba na rekonstruovaném zařízení odstranila problémové prvky - lící pánve s grafitovou zátkovou tyčí a oxidaci titanu a hliníku během přelévání.

Tavenina byla bez problémů odlita spodem v kesonu a předběžná vizuální kontrola ingotu, kontrolní chemický rozbor a strukturní analýza dle Schaeffler De Long diagramu (viz obr. 1) potvrdily, že tento vysoce jakostní materiál je v podmínkách MMV na zařízení VPIM vyrobitelný. Cílem tohoto příspěvku je poukázat na technologické aspekty výroby vysoce jakostních materiálů s vysokými obsahy Ti a Al. Při jejich výrobě je nutno použít speciální žáruvzdorný materiál a zabezpečit, aby proces výroby a odlévání oceli byl realizován v inertní atmosféře.

Poděkování

Tato práce vznikla při řešení projektu č. CZ.1.05/2.1.00/01.0040 "Regionální materiálově technologické výzkumné centrum", v rámci Operačního programu Výzkum a vývoj pro inovace, financovaného ze strukturálních fondů EU a ze státního rozpočtu ČR.

Literatura

- [1] British standard: Stainless steels — Part 1: List of stainless steels, Institute Of Technology Tallaght, Institute of Technology, Fri Aug 11 10:17:10 BST 2006, No. : BS EN 10088-1:2005
- [2] KURKA, V., PINDOR, J. Metallurgical and casting results obtained on the "Vacuum and over-Pressurized Induction Melting furnace" and future possibilities of the unit. In 11th International Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys HNS 2012. Chennai, India, September 27-29, 2012, v tisku.
- [3] KURKA, V. Research, Development and Verification of New Technologies of Refining of the Molten Steel in Vacuum and Pressurized Induction Melting Furnace. Hutnické listy, 2010, Vol. LXIII, No. 5, ISSN 0018-8069.
- [4] Regionální materiálové technologické výzkumné centrum - vydání Rozhodnutí o poskytnutí dotace, Ostrava: 22.2.2010. [cit. 10.10.2010]. Accessible from www <<http://www.msmt.cz/strukturalni-fondy/regionalni-materialove-technologicke-vyzkumne-centrum-vydani?highlightWords=rmtvc>>.
- [5] R. DOHNKE, C. GILLESSEN, T. LADWEIN, U. REICHEL, Stainless Steel Europe, vol. 12, 1991, pp. 22-27

Kobe Steel připravuje výrobu hliníkových dílů pro automobily v Číně

<http://weldingdesign.com/processes/kobe-steel-produce-aluminum-automotive-panels-china?NL=QMN-01&Issue=QMN-01>

Kobe Steel Ltd. připravuje výstavbu závodu v Číně, v němž by se měly vyrábět hliníkové díly pro automobily. K tomu účelu založila novou firmu Kobelco Automotive Aluminum Rolled Products (China) Co., Ltd.. Cílem je vyrábět 100 kt dílů počínaje rokem 2016. Nový závod bude v Tianjin, v průmyslové zóně Xiqing. Výchozím materiálem budou hliníkové plechy, které se budou dovážet z Japonska od dceřiné firmy Kobe. Tato firma začala s výrobou hliníkových dílů již v osmdesátých letech minulého století a dnes pokrývá více než 50 % potřeby v Japonsku a dodává výrobky i do zahraničí včetně Evropy a USA. Čínská investice vychází z předpovědi Rychlého rozvoje automobilizmu v Číně, přičemž se počítá s tím, že i zde nastane tlak na snižování spotřeby paliva.

L J

Rušení pracovních míst v britských hutích

http://www.industryweek.com/global-economy/tata-steel-axe-500-jobs-britain?NL=QMN-01&Issue=QMN-01_20131030_QMN-01_38&YM

Indická firma Tata Steel, která vlastní několik britských závodů, oznámila, že v hutích Scunthorpe, Teesside a Workington zruší okolo 500 pracovních míst. Opatření je vynuceno poklesem poptávky po stavební oceli. Od roku 2007 klesla poptávka na polovinu.

L J

Zařízení pro přímou redukci v Pakistánu

Pakistan first direct reduction plant begins operations. Iron & Steel Technology, August 2013, s. 9

V závodě společnosti Tuwairqi Steel Mills Ltd. v Karáči v Pákistánu, která patří Saudskoarabskému holdingu Al-Tuwairqi, bylo uvedeno do provozu zařízení pro přímou redukci Midrex MEGAMOD. Je to prvé zařízení tohoto druhu v Pákistánu. Je ekologické a umožňuje ekonomický provoz. Má roční výrobnost 1,28 mil. t a může provádět přímou redukci za tepla (HDRI) i za studena (CDRI). Zatím je provozováno v režimu za studena. V budoucnu se počítá s instalací zařízení pro briketování (HBI). Na zařízení se využily novinky firmy Midrex, které umožňují minimalizovat spotřebu energie a řídit jakost výrobků.

Společnost Al-Tuwairqi vlastní ještě dvě další zařízení pro přímou redukci. Jsou umístěna v Saudské Arábii a každé z nich má výrobnost 400 kt/r.

L J

Effect of Change of Chemical Composition of Molten Oxide Systems on their Viscosity

Vliv změny chemického složení roztavených oxidických systémů na jejich viskozitu

Ing. Silvie Rosypalová, Ph.D.¹, doc. Ing. Lenka Řeháčková, Ph.D.¹, doc. Ing. Rostislav Dudek, Ph.D.¹, prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.¹, doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D.¹, prof. Ing. Ludovít Dobrovský, CSc., Dr.h.c.¹, Ing. Monika Žaludová, Ph.D.¹

¹VŠB–Technical University of Ostrava, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, Department of Physical Chemistry and Theory of Technological Processes, RMSTC 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava - Poruba, Czech Republic

The presented paper is focused on the study of viscosity of ternary oxide system $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, which presents a simplified base of the casting powders used for continuous casting of steel. Viscosity is one of the most important physical properties of slag, in view of its direct effect on kinetic conditions of metallurgical processes. Viscosity of molten oxide systems is very sensitive to changes of temperature and of chemical composition. In this work the influence of chosen compounds (SiO_2 and CaO) on viscosity was researched. For an assessment of the influence of these oxides on the ternary system viscosity, the concentration series with the addition of 3; 6; and 9 wt. % of SiO_2 and CaO were prepared. The viscosity measurements were carried out by the rotating viscometer Anton Paar FRS 1600. This viscometer allows measurement of viscosity dependence on temperature up to the temperature of 1600 °C. The viscosities of all samples were measured during heating in the temperature interval from 1400 °C to 1600 °C at the heating rate of 3.3 °/min, and then during cooling to 1400 °C at the cooling rate of 4.4 °C/min.

Key words: viscosity, ternary system $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, casting powders

Viskozita je jednou z nejdůležitějších fyzikálně – chemických vlastností metalurgických tavenin, a to především z důvodu jejího nezanedbatelného vlivu na kinetické podmínky metalurgických procesů. Základem metalurgických strusek a licích prášků jsou oxidické systémy. Předložená práce je zaměřena na experimentální stanovení viskozity oxidických systémů. Viskozita je silně závislá nejen na vnitřní struktuře oxidických tavenin, ale také na teplotě a chemickém složení. Z těchto důvodů byl zkoumán vliv teploty a koncentrace SiO_2 a CaO na viskozitu sledovaných systémů. Pro výzkum byl vybrán ternární oxidický systém $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, který představuje zjednodušený základ licího prášku používaného pro plynulé odlévání oceli. Pro experimentální stanovení závislosti viskozity na koncentraci SiO_2 byla připravena koncentrační řada s přídavky 3; 6 a 9 hm. % oxidu křemičitého a pro experimentální stanovení závislosti viskozity na koncentraci CaO byla připravena koncentrační řada s přídavky 3; 6 a 9 hm. % oxidu vápenatého. Zatímco oxid křemičitý působí jako tvořič polyaniontových sítí a zvyšuje tak stupeň polymerizace taveniny, oxid vápenatý působí jako modifikátor, který taveninu naopak depolymerizuje. Experimentální měření viskozity tavenin je velmi obtížné, hlavně z důvodu nutnosti pracovat při vysokých teplotách. V této práci bylo experimentální měření viskozity provedeno na vysokoteplotním viskozimetru Anton Paar FRS 1600. Tento viskozimetr umožňuje měření teplotní závislosti viskozity v rotačním i oscilačním režimu do teploty 1600 °C. Viskozita byla měřena v rotačním režimu během ohřevu rychlostí 3,3 °C/min v teplotním intervalu 1400 – 1600 °C a následně během ochlazování rychlostí 4,4 °C/min v teplotním intervalu 1600 °C – 1400 °C. Na základě vyhodnocení teplotních závislostí viskozity bylo zjištěno, že viskozita všech zkoumaných systémů exponenciálně klesá s rostoucí teplotou. Viskozita měřená při ohřevu ale dosahovala vyšších hodnot než viskozita měřená při ochlazování. Tento jev je zřejmě způsoben depolymerizací silikátové struktury během ohřevu. Viskozita rovněž klesá s rostoucím přídavkem oxidu vápenatého, což potvrzuje předpoklad modifikačního chování daného oxidu. S rostoucím obsahem oxidu křemičitého viskozita roste. Tato skutečnost opět potvrzuje původní předpoklad o chování oxidu křemičitého. Vliv zmíněných oxidů na viskozitu je výraznější při nižších teplotách. S rostoucí teplotou je vliv přídavku SiO_2 a CaO méně patrný.

Klíčová slova: viskozita, ternární systém $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, licí prášky

The ternary $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$ slag system is very important technologically in a wide range of applications that include ironmaking, steelmaking and ceramics processing. The change in the compositions of

this system has a dramatic impact on the thermo-chemical and thermo-physical properties, including heat capacity, density and viscosity [1-4]. Understanding and controlling these properties is essential for

determination of the efficiency and cost-effectiveness of the overall process operations.

Viscosity is one of the most important physical-chemical properties in the case of metallurgical melts, in view of its direct effect on the kinetic conditions of the processes. Transport of mass and heat, solubility of slag formers and additions, separations of metal and slag are improved by the viscosities. However, on the other hand, low viscosity of aggressive slags increases corrosion of the refractory material of metallurgical vessels [5-7].

Viscosity depends mainly on temperature and chemical composition. Viscosity of metallurgical slags is determined by the silicate structure. Acid slag with large polymerised silicate ions is highly viscous, while basic slag with small de-polymerised silicates is less viscous [8]. With addition of basic oxides (e.g. CaO, Na₂O, MnO) into silicate slag the degree of polymerisation of the SiO₂ - tetrahedron decreases, and viscosity therefore decreases as well [9].

Experimental investigation of viscosity of melts is very difficult, namely because of the need to operate at high temperatures. The oscillatory and rotary method belongs to the most common experimental methods used for studying the viscous properties of melts. The rotary method is used most often for measuring the viscosity of the oxide systems [10, 11].

The aim of this work was to determine experimentally the dependence of viscosity on concentration of SiO₂ and CaO for the ternary system CaO-Al₂O₃-SiO₂. This system is the basis of casting powders used for continuous casting of steel. Experimental study was realised with use of the high temperature viscometer Anton Paar.

Experiment

The ternary system CaO - Al₂O₃ - SiO₂ was selected for the experimental study. A concentration series with the addition of 3; 6; 9 wt. % of SiO₂ and with the addition of 3; 6; 9 wt. % of CaO were prepared for an assessment of the influence of SiO₂ and CaO concentration on the oxide system viscosity.

Tab. 1 Chemical composition of the concentration series SiO₂
Tab. 1 Chemické složení koncentrační řady SiO₂

	SiO ₂ (wt.%)	CaO (wt.%)	Al ₂ O ₃ (wt.%)
TS	47.20	36.90	15.90
TS + 3 wt.% SiO₂	50.20	34.80	15.00
TS + 6 wt.% SiO₂	53.20	32.71	14.09
TS + 9 wt.% SiO₂	56.20	30.61	13.19

The systems were prepared from pure components. Individual samples were synthesized using the following reagent-grade chemicals: CaO (99.5 pct), Al₂O₃ (99 pct) and SiO₂ (99.5 pct). Chemical

composition of the concentration series SiO₂ is shown in Table 1 and chemical composition of the concentration series CaO is shown in Table 2.

Tab. 2 Chemical composition of the concentration series CaO
Tab. 2 Chemické složení koncentrační řady CaO

	SiO ₂ (wt.%)	CaO (wt.%)	Al ₂ O ₃ (wt.%)
TS	47.20	36.90	15.90
TS + 3 wt.% CaO	44.96	39.90	15.14
TS + 6 wt.% CaO	42.71	42.90	14.39
TS + 9 wt.% CaO	40.47	45.90	13.63

The viscosity measurements were carried out by the rotating viscometer Anton Paar FRS 1600 [12, 13]. The experimental instrument is shown in Figure 1. This instrument measures the torque of graphite spindle rotating in graphite crucible filled with oxide melt. The speed range of the spindle was 0 - 200 rpm. A high temperature furnace system with a maximum temperature limit of 1600°C monitored by a Pt-13%Rh/Pt thermocouple was used in the instrument. The graphite crucible containing 55 g of the oxide system was placed into the furnace. In order to avoid an oxidation of graphite crucible and spindle, the nitrogen gas (purity > 99.996) was used at a flow rate of 250 l/h. The furnace was heated to 1400°C at the heating rate of 15.3°C/min and held for 30 min to stabilize the temperature and homogenize the oxide melt. The graphite spindle was then immersed into the oxide melt. The viscosity was measured during heating up to 1600°C at the heating rate of 3.3°C/min and then during cooling to 1400°C at the cooling rate of 4.4°C/min. The optimum shear rate of 85 rpm was chosen for viscosity measurements.



Fig. 1 Viscometer Anton Paar FRS 1600
Obr. 1 Viskozimetr Anton Paar FRS 1600

Results and Discussion

At first individual samples weighing 55 g were heated in a graphite crucible to the temperature of 1673 K at the rate of 15.3 °C/min. During this heating normal force was measured while acting on the surface of the investigated systems. The course of dependence of the normal force on the temperature for the basic ternary system (TS) is shown in Figure 2.

It is evident from this figure that within the temperature range from 873 K to 1233 K the normal force increases due to the volume expansion of the sample. At the temperature of 1653 K the normal force decreases to zero, it means that the system is in the liquids phase. Similar courses of temperature dependences of normal forces were obtained for all the samples of the whole concentration range. It was determined from these dependences that while the basic ternary system (TS) was melted throughout its whole volume at the temperature of 1673 K, the remaining systems of the concentration series were melted at the temperature of 1703 K.

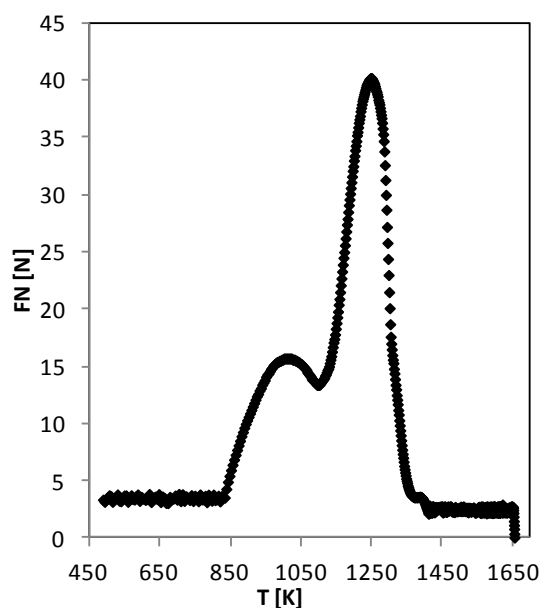


Fig. 2 Temperature dependence of normal force of the ternary system CaO-Al₂O₃-SiO₂ (TS) during heating to the temperature of 1673 K

Obr. 2 Teplotní závislost normálové síly ternárního systému CaO-Al₂O₃-SiO₂ (TS) během ohřevu na teplotu 1673 K

Temperature dependences of viscosity for all the measured samples of the concentration series are shown in Figures 3 and 4. Figure 3 shows the temperature dependence measured during heating and Figure 4 shows this dependence measured during cooling.

It is evident from these figures that viscosity of all the systems exponentially decreases with the increasing temperature. While the viscosity decreases with the increasing content of CaO, with addition of SiO₂ the viscosity increases.

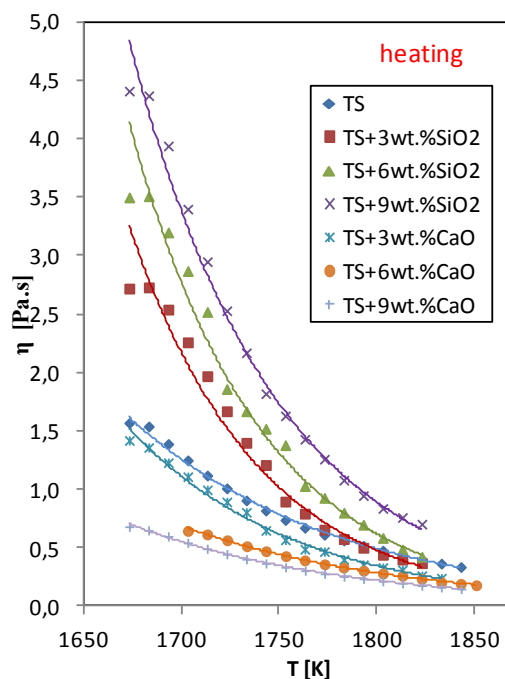


Fig. 3 Temperature dependence of viscosity of the SiO₂ and CaO concentration series during heating

Obr. 3 Teplotní závislost viskozity koncentrační řady SiO₂ a CaO během ohřevu

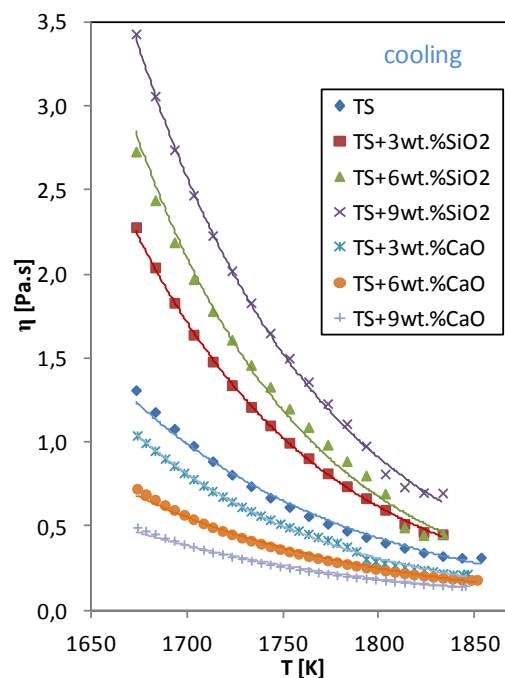


Fig. 4 Temperature dependence of viscosity of the SiO₂ and CaO concentration series during cooling

Obr. 4 Teplotní závislost viskozity koncentrační řady SiO₂ a CaO během ochlazování

Influence of the SiO₂ contents on the viscosity of molten oxide systems can be generally interpreted in the following manner: the larger is the size of complex anions, the greater is viscosity [14]. Their size conditions mutual interconnection of adjacent layers of the melt and therefore also the internal friction in the melt. In the case of the SiO₂ concentration series (see table 1) the ratio O/Si decreases with addition of SiO₂,

which confirms that degree of polymerisation of the melt increases. For this reason, the viscosity of the system $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$ increases with the increasing SiO_2 contents [12].

In the case of concentration series of CaO the viscosity decreases with the increasing content of CaO . This effect is connected with modification effect of this oxide. Increases of basicity (ratio CaO/SiO_2) lead to breaking of compound silicate complexes and to decrease of viscosity [15].

When comparing Figures 3 and 4 it can be seen that the values of viscosity of all the samples during cooling are lower than during heating. For example, in the basic ternary system (TS) the viscosity is during heating in the interval from 1.57 to 0.337 Pa.s, while during cooling the viscosity varies in the interval from 0.314 to 1.31 Pa.s. Lower values of viscosity during cooling of the samples were caused by change of the melt character after its re-melting. It is probable that de-polymerisation of network structures in the melt takes place during the thermal load, leading to lower values of viscosity. During cooling, no high retro-polymerisation of the melt occurs and therefore the viscosity values can be in the lower range of values than during the heating.

Conclusions

The results obtained by experimental research can be summarised as follows:

- The viscosity of all the investigated oxide systems exponentially decreases with the increasing temperature.
- The viscosity increases with the increasing contents of SiO_2 - this has confirmed function of SiO_2 as a network-former.
- The viscosity decreases with the increasing contents of CaO - this has confirmed modification effect of CaO .
- The values of viscosity measured during heating were higher than values measured during their cooling. It was probably caused by de-polymerisation of the silicate structure during heating.

Acknowledgements

The work was carried out within the scope of the project No. CZ.1.05/2.1.00/01.0040 "Regional Materials Science and Technology Centre" within the frame of the operation programme "Research and Development for Innovations" financed by the Structural Funds and from the state budget of the Czech Republic.

Literature

- [1] ROSYPALOVÁ, S., DUDEK, R., DOBROVSKÁ, J. Influence of SiO_2 on interfacial tension between oxide system and steel. In *METAL 2012: Proceedings of 21st International Metallurgical and Materials Conference*, 2012 Brno. Czech Republic. Ostrava: TANGER, spol. s.r.o., 2012, pp. 109-114.
- [2] ŽALUDOVÁ, M. et al. Experimental study of Fe-C-O based system above 1000 °C. *Journal of thermal analysis and calorimetry*, 2013, vol. 112, no. 1, pp. 465- 471.
- [3] SMETANA, B. et al. Application of high temperature DTA to micro-alloyed steels. *Metallurgija*, 2012, vol. 51, pp.121-124.
- [4] LIS, T., KANIA, H., NOWACKI, K. The impact of the chemical composition of continuous casting moulds on their physical properties. *Journal of achievements in materials and manufacturing engineering*, 2012, vol. 55 pp. 345-348.
- [5] MUDERSBACH, D. et al. Viscosity of slags. *Steel research*, 2001, vol. 72, pp. 86-90.
- [6] MATSUSHITA, T., HAYASHI, M., SEETHARMAN, S. Thermochemical and thermophysical property measurement in slag systems. *International Journal of Materials and Product Technology*, 2005, vol. 22, pp. 351-390.
- [7] *Slag Atlas*, 2nd edition, Verein Deutscher Eisenhüttenleute (VDEh), Düsseldorf, 1955.
- [8] NAKAMOTO, M., LEE, J., TANAKA T. A model for estimating of viscosity of molten silicate slag. *ISIJ International*. 2005, vol.45, no. 5, pp. 651-656.
- [9] KIM, H. et al. A study on the effect of Na_2O on the viscosity for ironmaking slag. *Steel research int.* 2010, vol. 81, No1, pp. 17-24.
- [10] SAITO, N. et al. Viscosity of blast furnace type slags. *Metallurgical and materials transaction B*. 2003, vol. 34B, pp. 509-516.
- [11] LEDZKI, A. et al. Dynamic viscosity of blast furnace primary and final slag with titanium and alkali admixtures. *Archives of metallurgy and materials*. 2009, vol. 54, no. 2.
- [12] ROSYPALOVÁ, S. et al.. Influence of temperature and SiO_2 concentration on viscosity of molten oxide systems. *Hutnické listy*, 2012, vol. 65, no. 6, s. 15 - 19. ISSN 0018-8069.
- [13] ŘEHÁČKOVÁ, L. et al. Influence of CaO Content on Viscosity of Molten $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ System. *Archives of materials science and engineering*, 2013, vol. 59, no. 2, s. 61-68.
- [14] MILLS, K., C. The influence of structure on the physico-chemical properties of slags. *ISIJ International*. 1993, vol. 33, no. 1, pp. 148-155.
- [15] TURGDOGAN, E. T. *Physicochemical Properties of Molten Slags and Glasses*. London: The Metals Society, 1983.

Oprava

V Hutnických listech, roč. LXVI, 2013, č. 5, s. 7 redakce uvedla u článku „**Rafinace oceli na vakuové stanici s chemickým přihřevem**“ autorů Dostál, M., Šaña, Z. jako jednoho z recenzentů Ing. Jaroslava Březinu. Tento údaj je omyl, za nějž se redakce nositeli tohoto jména, autorům a čtenářům omlouvá.

Latent Heats of Melting and Solidification of Fe Based Systems

Latentní tepla tání a tuhnutí systémů na bázi Fe

doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D.¹, Ing. Monika Žaludová, Ph.D.¹, Ing. Simona Zlá, Ph.D.¹, prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.¹, prof. Ing. Karel Michalek, CSc.², Ing. Karel Gryc, Ph.D.², Ing. Markéta Tkadlečková, Ph.D.², Ing. Silvie Rosypalová, Ph.D.¹

¹VŠB-Technical University of Ostrava, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, Department of Physical Chemistry and Theory of Technological Processes, RMSTC, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Czech Republic

²VŠB-Technical University of Ostrava, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, Department of Metallurgy, RMSTC, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Czech Republic

The paper deals with the study of latent heats of melting and solidification of Fe based metallic alloys. One real steel grade and "pure" iron were investigated and values of latent heats of melting and solidification were obtained. Latent heats are very important quantities for thermodynamic and kinetic modelling. Latent heats are valuable data for many SWs used for technological processes modelling. Many SWs for casting of alloys use these quantities. These data are also necessary for proper modelling of processes connected with welding simulation processes. The obtained data can serve for an addition and enhancement of many thermodynamic databases. Continuous thermal analysis (DSC) was performed in order to obtain the values of latent heats. Latent heats were studied using Setaram MHTC (Multi High Temperature Calorimeter) Line 96 equipped with 3D DSC sensor. Comparison between melting and solidification latent heats was performed. Advantages of Setaram MHTC equipment are discussed as well. Experimental measurements were realised under controlled heating and cooling rate in an inert atmosphere of He. Comparison of experimental, calculated and accessible data in the literature was performed. It follows from the obtained results that further systematic research of the studied quantities is necessary.

Key words: latent heat, 3D DSC, thermal analysis, Fe alloys

Príspevek sa zaoberá štúdiom latentných tepel tání a tuhnutí kovových systémů na bázi Fe. Latentní tepla jsou velmi důležité veličiny pro termodynamické a kinetické modelování. Latentní tepla jsou cenná data pro software používané pro modelování technologických procesů. Mnoho software pro simulaci lití a svařování slitin používá tyto veličiny jako vstupní data. Získaná data mohou sloužit také k doplnění a zpřesnění termodynamických databází. K získání latentních tepel tání a tuhnutí byla využita metoda Continuous DSC. Latentní tepla byla studována u vzorku reálné oceli a „čistého“ železa. Byla získána pomocí laboratorního systému Setaram MHTC (Multi High Temperature Calorimeter) Line 96 vybaveného 3D DSC senzorem. V příspěvku jsou také diskutovány výhody použití tohoto zařízení. Experimentální měření bylo provedeno řízenou rychlostí ohřevu/ochlazování 5 K/min při dynamické inertní atmosféře He (průtok He 2 l/h). Průměrná hodnota latentního tepla tání železa byla stanovena 235 J/g a tuhnutí 243,4 J/g. Bylo provedeno srovnání latentního tepla tání a tuhnutí. Obecně uznávaná hodnota latentního tepla tání železa je 247 J/g. Hodnota latentního tepla získaná při ohřevu je o 12 J/g nižší než obecně uznávaná hodnota a hodnota získaná při ochlazování je nižší pouze o 3,6 J/g. Rozdíly mezi obecně uznávanou hodnotou a experimentálně stanovenou hodnotou mohou být způsobeny přítomností příměsových a legujících prvků ve vzorku železa. Dále bylo stanoveno latentní teplo tání/tuhnutí u vzorku oceli. Latentní teplo tání oceli bylo 242,4 J/g a latentní teplo tuhnutí 242,8 J/g. Tyto hodnoty jsou velmi blízké, rozdíl mezi nimi je pouze 0,4 J/g. Latentní teplo tuhnutí oceli bylo vypočítáno také pomocí software IDS, 241 J/g. Bylo dosaženo dobré shody mezi experimentálně stanoveným latentním teplem tání/tuhnutí a latentním teplem vypočítaným pomocí software IDS. Ze získaných výsledků vyplývá nezbytnost dalšího systematického výzkumu studovaných veličin.

Klíčová slova: latentní teplo, 3D DSC, termická analýza, Fe slitiny

Simulation results (thermodynamic calculations, kinetic simulations; technological important simulations, such as casting simulations, welding simulations, etc.) are only useful to the technological applications if they reflect reality, which requires accurate material datasets for the alloys (simple and multicomponent alloys) being simulated [1]. Material datasets include property data,

such as density [2], specific heat [3], enthalpy [4], thermal conductivity [5] as a functions of temperature, as well as latent heat of melting (fusion, solidification) solid fraction related to temperature, phase transition temperatures [6], surface tensions [7] and other important material data [8]. Unfortunately, a significant number of commonly used metal alloys exists,

for which no reliable material data are available. It is possible to find some data in the literature, but only very rarely all the necessary data are available. Many of the needed data can be calculated using many simulation programs or calculation models, e.g. IDS/software (Solidification Analysis Package) [9]. However, obtaining of credible simulation results requires necessarily exact experimental data characterising thermo-physical material properties. It is suitable to support these data also by structural and phase analysis [6].

Material properties and structure of complex metallic systems on the basis of Fe-C are still object of extensive research [10, 11]. To this date the lack of experimental material data about these systems still persists and moreover the presented data mentioned e.g. in the works [12, 13] differ, or the data (mainly calculated) are inadequate [1]. The paper reports about high temperature study of latent heats (heats of fusion and solidification) of “pure” iron and real steel grade used in technological applications. Due to the lack of exact experimental data in this area, and also due to necessity to use these data as input data for many simulation programs, numerical [14], physical [12] models and requirements of practice (casting, welding, solidification), an investigation of multicomponent Fe-C based metallic alloys is still highly topical theme.

Possibilities of determination of latent heats

Theoretical calculations

Values of latent heats of melting (fusion, solidification or other phase transitions) can be obtained with use of many commercially purchased SWs, such as Thermocalc, PANDAT, FactSage, MT Data, IDS and other SWs as well. These SWs are calculating with thermodynamic datasets. The results are so relevant in a degree (corresponding with respect to the reality) of accuracy of the data in the databases.

Experimental possibilities

Further possibilities for obtaining the needed data require performing of experimental measurements with appropriate equipment(s) and method(s). Some methods exist for acquiring of the latent heats of phase transitions. The dynamic methods can be reliably used. The **DTA** (Differential Thermal Analysis) [15] is one of the possible methods. More common for latent heats measurement is the so called **DSC** (Differential Scanning Calorimetry, **2D** and/or **3D**) [15]. The isothermal methods, “**DROP**” calorimetry [15], are very often used for obtaining of studied quantities as well. Results obtained by these methods for identical samples can often differ, too. The reason can be

as follows: nature of the method, nature of the experiment itself and processes that can accompany the analysis alone. Oxidation of samples of metals, changing of the phase or of chemical composition of the samples during continuous methods can substantially influence the experimental results.

Experimental base used at our working site

Many equipments are used for determination of latent heats at present (Setaram, Netzsch, Mettler, TA Instruments,...).

These devices are equipped mainly with so called 2D DSC sensor and FLAT DSC sensors for obtaining of latent heats, see Figure 1. The heat absorbed or released is substantially limited by the construction of the sensor. More accurate devices must be equipped with the so called 3D DSC sensors, see Figures 1 and 2. The sensor surrounds the whole sample in order to ensure the detection of almost total heat absorbed/released in comparison with 2D DSC sensors.

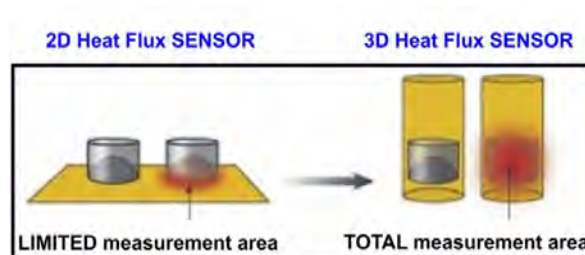


Fig. 1 Demonstration of heat detected using 2D and 3D DSC sensors

Obr. 1 Demonstrace tepla detekovaného použitím 2D a 3D DSC senzoru

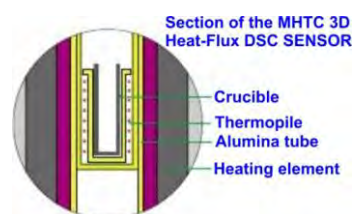


Fig. 2 Arrangement of 3D DSC sensor surrounding the crucible for the sample, Setaram MHTC

Obr. 2 Uspořádání 3D DSC senzoru obklopující kelímek vzorku, Setaram MHTC

Three devices are used for determination of latent heats at our working site: Setaram SETSYS 18TM, Netzsch STA F3 Jupiter and Setaram MHTC (Multi High Temperature Calorimeter). More specific description of these equipments gives Table 1. SETSYS and STA F3 Jupiter are classical 2D DSC devices that enable measurement in a scanning mode. MHTC is a 3D equipped apparatus that makes it possible to measure in the scanning and DROP mode as well.

Tab. 1 Specification of the available experimental laboratory systems
Tab. 1 Specifikace experimentálních laboratorních systémů

Experimental possibilities	Netzsch STA 449 F3 Jupiter	Setaram SETSYS 18 _{TM}	Setaram MHTC
experimental methods	c-DTA – „calculated DTA curve“; TG/DTA; TG/DSC; TG	TG/DTA; TG/DSC; TG; TMA	HFDSC; DROP; DSC
temperature range	+ 20°C to + 2000°C	+ 20°C to + 1750°C	+ 20°C to + 1600°C
heating/cooling rate	0.01 to 50 K/min	0.01 to 100 K/min	0.001 to 99 K/min
temperature programs	linear heating/cooling; isothermal holding; cycling	linear heating/cooling; isothermal holding; cycling	linear heating/cooling; isothermal holding; cycling
sample mass	up to 30 g (35 g)	up to 500 mg	HFDSC up to 2.5 g DROP up to 30 g
atmosphere	vacuum; inert; reactive	vacuum; inert; reactive	vacuum; inert; reactive
type of Cp sensor	DSC flat sensor	DSC flat sensor	3D DSC sensor

Experiment

Latent heats of melting and solidification were obtained with use of MHTC and B-type 3D hf-DSC (heat flux DSC) sensor. The continuous mode was used for detection of the phase transitions and their heat effects, linear regime of heating and cooling was realised. The heating/cooling rate was 5 K/min. The sample (mass was 1200 mg). The real sample of electrical steel (very low carbon content of 0.04 wt. % and high content of silicon (Si = 3 wt. %) was machined into the shape of cylinders with a diameter of approx. 5 mm and 8 mm in height. Prior to the analysis the samples were abraded and cleaned in an acetone by simultaneous effect of ultrasound. The cleaned samples were analysed in corundum sleeves inserted in to the Pt-crucibles and placed into the inner space of the sensor. Calibration measurements were performed with use of pure Ni (5N). „Pure“ iron was selected for verification of the latent heats values, Table 2. Experiments were performed three times with each sample in a high purity inert atmosphere of He (99.9999 %).

Tab. 2 Chemical composition of the analysed iron in wt. %
Tab. 2 Chemické složení analyzovaného železa v hm. %

C	Si	Mn	P	S	Cr
0.006	0.017	0.081	0.005	0.008	0.004
Ni	Co	V	W	O	Fe
0.020	0.013	0.041	<0.010	0.015	99.80

Procedure of evaluation of experimental data

Experimental apparatus must be calibrated with respect to the studied temperature range, analysed material and experimental conditions. Pure materials are used for this purpose. At analysing of metals, the high purity metals are most common for temperature and enthalpy calibration. Pure nickel (5N) was used for instrument calibration [15].

The enthalpy calibration is performed by relation of heat effect of phase transition to the generally accepted value of heat of fusion of pure substance (in our case nickel). Calibration process lead to the evaluation of calibration constant K_{DSC} , equation (1), ΔH_{tab} – generally accepted heat of fusion of pure substance (in our case nickel), A - heat effect (peak area) of fusion/solidification of sample/calibrant. If the K_{DSC} is evaluated, the latent heat of running phase transition, in our case melting and solidification, can be computed according to the equation (2).

$$K_{DSC} = \frac{\Delta H_{tab, Ni}}{A_{Ni}} \quad (1)$$

$$\Delta H_{sample} = K_{DSC} \cdot A \quad (2)$$

Results and discussion

On the basis of DSC-curves evaluation (Figs. 3 and 4) and calibration procedure the values of latent heats of iron and steel sample were calculated, see Table 3.

The latent heat mean value of melting of iron is 235 J/g and for solidification it is 243.4 J/g. Generally accepted value of melting of iron is 247 J/g [16]. The value obtained at heating is approx. by 12 J/g lower than the value of 247 J/g, and the value obtained for solidification is only about by 3.6 J/g lower. The difference between the generally accepted value and the experimental values might have been caused mainly by the presence of admixed and alloyed elements in the iron sample. For comparison with the experimental values the IDS SW (only solidification was possible) was used as well. Calculations performed with IDS SW have some limitations, mainly with respect to the composition [16] - results may be unrealistic. Latent heat of solidification calculated by IDS is 243 J/g. The difference between the value calculated by IDS and ΔH_m , ΔH_s is 8 J/g or 0.4 J/g, respectively. An excellent agreement was obtained for latent heat of solidification.

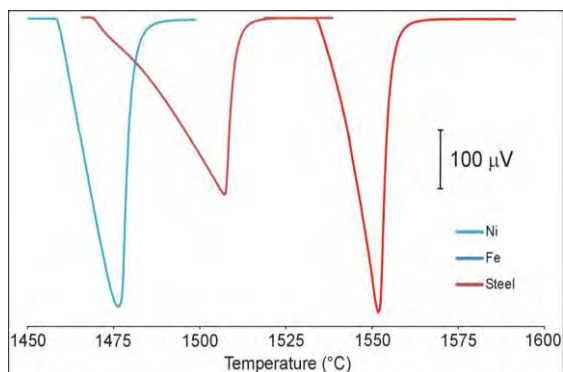


Fig. 3 DSC-curves of nickel, iron and steel obtained at heating rate of 5 K/min

Obr. 3 DSC křivky niklu, železa a oceli získané při rychlosti ohřevu 5 K/min

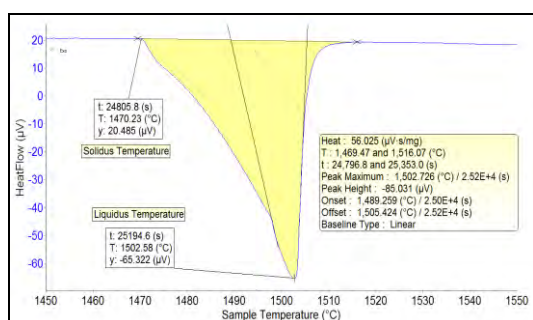


Fig. 4 Evaluated DSC-curve of the steel sample, heating rate 5 K/min

Obr. 4 Vyhodnocená DSC křivka vzorku oceli, rychlost ohřevu 5 K/min

The latent heat of melting of real steel sample is 242.4 J/g and the latent heat of solidification is 242.8 J/g. These values are very close to each other, the difference is only 0.4 J/g. An excellent agreement was achieved. Calculated value using IDS SW was used, too. The latent heat of solidification calculated by IDS is 241 J/g; the difference is no more than 1.8 J/g.

Values of latent heats are very seldom presented in the accessible literature. The work [17] presents the values for latent heats of melting of steels within the range of 210-285 J/g (carbon steels, carbon content between 0.03-0.17 wt. %). The paper [9] presents latent heats of steels solidifying in the range of 180-200 J/g (carbon content between 0.04-0.16 wt. %). Authors [18] present for steel with the carbon content of 0.22 wt. % the value of 185 J/g. No values of latent heats were found for the steel studied in this paper. For similar steel, with carbon content of 0.16 wt. % and 2.09 wt. % of Si, the work [17] presented this value of latent heat of melting: ΔH_M 225 J/g.

Latent heats of solidification of iron are approx. by 8.4 J/g higher than the values obtained at heating. The samples of pure systems (pure metals) are prone to the undercooling at cooling process. The “pure” iron solidification starts later (at lower temperature) and the undercooled melt is present. The difference between the latent heat of melting and solidification could be

with high probability explained by different heat capacities (or enthalpy difference) between the solid state and the undercooled melt [19]. The poly-component systems, such as steels, are not so much prone to the undercooling, therefore no substantial difference between the latent heat of melting and solidification is evident.

Tab. 3 Latent heats of melting and solidification, ΔH_M and ΔH_S Tab. 3 Latentní tepla tání a tuhnutí, ΔH_M a ΔH_S

Sample	Fe				
Number of Analysis	heating	cooling	heating	cooling	ΔH_M $-\Delta H_S$
	A		ΔH_M	ΔH_S	
	(μV.s/mg)		(J/g)		
1	56.89	59.13	236.5	245.8	-9.3
2	56.62	58.44	235.3	242.9	-7.6
3	56.11	58.13	233.2	241.6	-8.4
Mean Value	56.54	58.57	235.0	243.4	-8.4
Mean Deviation	0.32	0.42	1.36	1.76	-
Var. Coeff. (%)	0.57	0.71	0.58	0.72	-

Sample	Steel				
Number of Analysis	heating	cooling	heating	cooling	ΔH_M $-\Delta H_S$
	A		ΔH_M	ΔH_S	
	(μV.s/mg)		(J/g)		
1	59.97	59.96	249.3	249.2	0.1
2	58.92	59.44	244.9	247.1	-2.2
3	56.03	55.82	232.9	232.0	0.9
Mean Value	58.31	58.41	242.4	242.8	-0.4
Mean Deviation	1.67	1.84	6.93	7.66	-
Var. Coeff. (%)	2.86	3.15	2.86	3.16	-

A-Peak Area, ΔH_M -Latent Heat of Melting, ΔH_S -Latent Heat of Solidifying					
---	--	--	--	--	--

Conclusions

Latent heats of melting and solidification of “pure” iron and real steel grade with 3.0 wt. % of Si were studied in this paper. The Multi High Temperature Calorimeter (MHTC) with 3D hf-DSC (B-type) sensor was used for obtaining of latent heats. The obtained latent heats of melting and solidification of “Pure” iron are 235 J/g and 243.4 J/g respectively, and for steel 242.4 (melting) and 242.8 (solidification) J/g. The carried out research, comparison of experimental and theoretical data, as well as the lack of experimental data imply the necessity of further study of the investigated subject. The Obtaining of reliable data can substantially improve the simulation results related to the technological processes and subsequently the simulation results can contribute to the optimisation of real technological processes.

Acknowledgements

This work was carried out within the scope of the projects of the Czech Science Foundation

No. P107/11/1566, the project No. CZ.1.05/2.1.00/01.0040 "Regional Materials Science and Technology Centre" within the frame of the operation programme "Research and Development for Innovations" financed by the Structural Funds and from the state budget of the Czech Republic and the project of Technology Agency of the Czech Republic No. TA 03011277.

Literature

- [1] CARLSON, K.D., BECKERMAN, C. Determination of solid fraction temperature relation and latent heat using full scale casting experiments: application to corrosion resistant steels and nickel based alloys. *International Journal of Cast Metals Research*, 2012, vol. 25, no. 2, pp. 75-92.
- [2] XIAO, F. et al. Density of Liquid Steel over Temperature Range of 1 803-1 873 K. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2004, vol. 11, no. 3, pp. 37-40.
- [3] SMETANA, B., et al. Experimental verification of hematite ingot mould heat capacity and its direct utilisation in simulation of casting process. *Journal of thermal analysis and calorimetry*, 2013, vol. 112, no. 1, pp. 473-480.
- [4] YAMAGUCHI, K., UEDA, S. High Temperature Enthalpy Measurement of SUS340 Stainless Steel. *High Temperature Materials and Processes*. 2012, vol. 30, no. 6, pp. 569-572.
- [5] OMRANI, M. et al. Improvement of corrosion and electrical conductivity of 316L stainless steel as bipolar plate by TiN nanoparticle implantation using plasma focus. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2012, vol. 37, no. 19, pp. 14676-14686.
- [6] ZLÁ, S., et al. Thermophysical and structural study of IN 792-5A nickel based superalloy. *Metalurgija*, 2012, vol. 51, no. 1, pp. 83-86.
- [7] ROSYPALOVÁ, S., et al. Influence of temperature and SiO₂ concentration on viscosity of molten oxide systems. *Hutnické listy*, 2012, vol. 65, no. 6, s. 15 - 19.
- [8] GRYC. K. et al. A study of the high-temperature interaction between synthetic slag and steel. *Materiali in Tehnologije*. 2012, vol. 46, no. 4, pp. 291-296.
- [9] MIETTINEN, J. Calculation of solidification-related thermophysical properties for steels. *Metallurgical and materials transactions B*, 1996, vol. 28, no. 2, pp. 281-297.
- [10] ŽALUDOVÁ, M., et al. Experimental study of Fe-C-O based system above 1000 °C. *Journal of thermal analysis and calorimetry*, 2013, vol. 112, no. 1, p. 465-471.
- [11] ŽALUDOVÁ, M., et al. Experimental study of Fe-C-O based system below 1000 °C. *Journal of thermal analysis and calorimetry*, 2013, vol. 111, no. 2, pp. 1203-1210.
- [12] MICHALEK, K. et al. Model study of tundish steel intermixing and operational verification. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2012, vol. 57, no. 1, pp. 291-296.
- [13] SMETANA, B., et al. Application of High Temperature DTA to Micro-Alloyed Steels. *Metalurgija*, 2012, vol. 51, no. 1, pp. 121-124.
- [14] TKADLEČKOVÁ, M. et al. Setting a numeric simulation of filling and solidification of heavy steel ingots based on real casting conditions. *Materiali In Tehnologije*. 2012, vol. 46, no. 4, pp. 399-402.
- [15] GALLAGHER, P.K. *Handbook of thermal analysis and calorimetry: principles and practice*. 2nd ed. Oxford: Elsevier, 2003, 675 p.
- [16] ŠMRHA, L. *Solidification and crystallization of steel ingots*. 1. ed. Praha: SNTL, 1983.
- [17] LINDEMANN, A. et al. Thermal analytical study of steels at high temperature including the range of melting. *Thermochimica Acta*, 1998, vol. 310, pp. 133-140.
- [18] DHINDAW, K., B. et al. Characterization of the peritectic reaction in medium-alloy steel through microsegregation and heat-of-transformation studies. *Metallurgical and materials transactions A*, 2004, vol. 35A, pp. 2869-2879.
- [19] BARTH, M., et al. Measurement of the enthalpy and specific heat of undercooled nickel and iron melts. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 1993, vol. 156-158, pp. 398-401.

Širokopásová trať č. 2 firmy ThyssenKrupp Steel Europe v Beeckerwerthu vyválcovala 200 mil. t pásu

<http://www.steel-grips.com/index.php/en/articles/46-pr/130-hot-strip-mill-in-duisburg-beeckerwerth-produces-200-millionth-ton-of-steel.html>

Širokopásová trať č. 2 je hlavním výrobním zařízením firmy ThyssenKrupp Steel Europe v severní části Duisburgu. Výroba na této trati byla zahájena téměř před 50 roky, v dubnu 1964. Výrobní hala je dlouhá 570 m a zaměstnává 520 pracovníků. V průběhu svého provozování byla několikrát modernizována. Například bylo instalováno zrychlené ochlazování, díky němuž je možné válcovat vysoce pevné oceli na trubky pro ropu a plyn. Rovněž se v průběhu času vybudoval automatický systém pro řízení předválcovacího i hotovního pořadí, vyměnily se elektromotory apod. V neposlední řadě se vybudovalo zařízení pro manipulaci s vyrobenými svitky. Měsíční výroba tratě dnes činí 400 000 t.

Společnost celkem provozuje 4 širokopásové tratě, které ročně vyválčí 12 mil. t pásu. Širokopásová č. 1 se nachází v Bruckhausenu, širokopásová č. 2 je v Beeckerwerthu a širokopásová č. 3 je v Bochumi.

L J

tváření, tepelné zpracování

Vliv technologických podmínek tažení drátu na nehomogenitu deformace v podmínkách hydrodynamického tření

Influence of Technological Conditions of Wire Drawing on Inhomogeneity of Deformation under Conditions of Hydro-dynamic Lubrication

doc. Ing. Richard Fabík, Ph.D.¹

¹VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, Katedra tváření materiálu, RMTVC, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

Při konvenčním mazání se při tažení drátu dá očekávat hodnota součinitele tření mezi 0,05 a 0,13. Podle některých autorů však lze za podmínek hydrodynamického mazání (např. s použitím tlakových průvleků) dosáhnout součinitele tření $\mu = 0,0005$, tedy až stokrát nižší. Takovéto hodnoty nám již umožňují uvažovat o takových technologických parametrech, které by při vyšších součinitelích tření vedly k neúnosně velkým celkovým tažným silám a následnému přetržení drátu. V tomto příspěvku se zaměřím na MKP analýzu tažení za podmínek, které nelze při běžných hodnotách tření použít, tedy tažení s malými deformačními úhly průvleku a velkými dílčími deformacemi. Byla provedena simulace tažení s různými deformačními úhly, pro hodnoty tření $\mu = 0,0005$ a 0,05. Analyzujeme vliv geometrie průvleku na celkovou tažnou sílu a na nehomogenitu intenzity deformace po průřezu drátu při tažení jedním tahem.

Klíčová slova: tažení drátu, metoda konečných prvků, tření, tažná síla, nehomogenita deformace

At conventional lubrication during wire drawing it is possible to expect the value of the friction coefficient between 0.05 and 0.13. However, according to some authors it is possible to achieve under conditions of hydrodynamic lubrication (for example with use of compressive dies) a friction coefficient $\mu = 0.0005$, it means hundred times lower. Such values already allow us to consider such technological parameters, which would lead at higher friction coefficients to unacceptably large total forces, or to wire breakage. We focus in this paper on the FEM analysis of drawing with small deformation angles of the die and large partial deformations. We will focus on normal cone die. The first part presents a simulation of drawing with use of small deformation angles, for friction value $\mu = 0.0005$. We analyse the influence of the die geometry on the overall drawing force and the inhomogeneity of deformation intensity over the cross section of wire at single pass drawing.

The results of our FE analysis have unequivocally confirmed that an improvement of the deformation homogeneity over the wire cross-section can be ideally achieved by the use of the dies with the smallest possible deformation angle. In the case of application of pressure dies, which can ensure conditions of hydrodynamic friction, the use of very small deformation angles is desirable also from the viewpoint of the total drawing force. Further improvement of the deformation homogeneity over the wire cross-section can be achieved by increasing the partial reductions and thus by reducing the number of passes. The reason is that under the conditions of hydrodynamic friction in the die with the deformation angle of $2\alpha = 2^\circ$ the total drawing force at the increase of partial reduction of 25 to 35% increases only by approx. 30% to approx. 5 kN. To this force at the wire diameter of 4.43 mm corresponds the stress of 325 MPa, it means the value, which is significantly lower than the yield strength of the rod from the steel C78. This means that no deformation of wire will occur behind the die and no wire breakage will take place even at the deformation of 35%.

Key words: wire drawing, finite element method, friction, drawing power, inhomogeneity of deformation

Ocelové dráty s obsahem uhlíku v rozmezí od 0.55 do 0.9 hm. % jsou určeny převážně pro výrobu lan a kordů pro výztuž pneumatik. Protože jsou tyto dráty v lanu

nebo v kordu namáhány střídavým tahem, tlakem a krutem, musí kromě vysoké pevnosti v tahu, tažnosti a otěruvzdornosti vykazovat vysokou únavovou pevnost.

I když se tažení drátu považuje za jednu z jednodušších technologií tváření, stav deformace v pracovní části průvlatku je komplikován přítomností smykového napětí. Je to důsledek tření a nevýhodného toku kovu v blízkosti povrchu drátu, kdy se dvakrát výrazně zalomí trajektorie hmotného bodu na povrchu drátu ve vstupní a výstupní rovině pásma deformace. V těchto místech můžeme v důsledku tohoto jevu pozorovat oblasti maxima intenzity deformační rychlosti, které ohraničují oblast ztížené deformace [1]. Smykové napětí v blízkosti povrchu způsobuje nehomogenitu intenzity deformace po průřezu drátu a tím i rozdíly ve zpevnění materiálu, ve struktuře a textuře. Zároveň to má i vliv na přítomnost vnitřních prnutí a na kvalitu povrchu drátu.

Zkoumání vlivu technologických parametrů tažení na nehomogenitu deformace se věnovalo mnoho teoretických i praktických výzkumů [2-10]. I z našich dřívějších prací [1, 11, 12] je zřejmé, že výrazného zlepšení homogenity intenzity deformace v taženém drátě lze dosáhnout zvýšením dílčích úběrů (tj. snížením počtu tahů, při jinak konstantní celkové deformaci) a snížením deformačního úhlu 2α . Vlastní velikost tření sice na nehomogenitu deformace nemá takový vliv [11], ale při malých úhlech a velkých dílčích deformacích zvyšuje celkovou tažnou sílu nad hodnoty síly odpovídající mezi kluzu drátu daného průměru, což v konečném důsledku vede k plastické deformaci drátu za průvlatkem místo v něm, následně pak ke vzniku krčku a k přetržení drátu.

Jednou z dnes již běžně používaných technologií tažení, které výrazně snižují součinitel tření, je tažení drátu v podmínkách hydrodynamického mazání za použití tlakových průvlatků [13]. Většina drátoven však používá tlakové průvlatky s běžnými deformačními úhly ($2\alpha = 9$ až 12°) a běžnými dílčími deformacemi ($Q_d = 18$ až 25%). Tyto parametry však nevedou k výraznějšímu snížení smykových deformací pod povrchem drátu. Tlakové průvlatky se tak v některých drátovnách přestávají používat na celou úběrovou sadu a slouží jen v prvních tazích k zajištění dostatečného náběru maziva na drát. Podle prací Avitzura [14], může součinitel tření po dosažení podmínek hydrodynamického mazání klesnout až na hodnoty $\mu = 0,0005$, což je stokrát méně než při běžném tažení. Vzhledem k tomu, že síla pro překonání tření činí 20% celkové tažné síly (při použití optimálního úhlu průvlatku) a až 60 % celkové tažné síly (při použití malých úhlů průvlatku) [7], může být tažení v podmínkách hydrodynamického tření prováděno s velmi malými deformačními úhly.

1. MKP analýza

MKP analýza tažení drátu z oceli C78 (chemické složení použité oceli je uvedeno v tabulce 1) s počátečním průměrem $d_0 = 5,5$ mm byla provedena v simulačním programu FormFEM. Simulace byla provedena ve 2D jako rotačně symetrická, bez uvažování ohřevu drátu. Konečnoprvková síť v oblasti odpovídající ustálenému stavu měla vyšší hustotu, tak aby byla zajištěna dostatečná přesnost výpočtu při

rozumném výpočetním čase. Součinitel tření byl $\mu = 0,0005$ a pro srovnání byly provedeny i simulace s $\mu = 0,05$. Rozsah analýzy dokumentuje Tabulka 2. Na počátku tažení je mikrostruktura oceli plně uzdravená. Přirozený deformační odpor oceli je popsán rovnicí (1):

$$\sigma = 1,011 \cdot 8 \cdot \exp(-0,0069 \cdot T) \cdot \varepsilon^{0,22724} \cdot \exp\left(\frac{0,00747}{\varepsilon}\right) \cdot \varepsilon^{0,00875} \quad (1)$$

Tab. 1 Chemical composition of C78D steel [upper limit in wt. %]

Tab. 1 Chemické složení oceli C78D [horní hranice v hm. %]

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
0.80	0.80	0.30	0.035	0.035	0.15	0.20

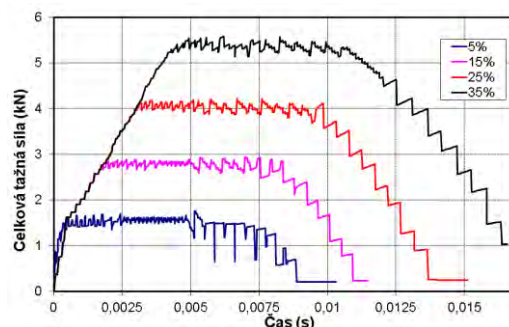
2. Diskuse výsledků

2.1 Celková tažná síla

Na obr. 1. je zaznamenán časový průběh celkové tažné síly při tažení s deformačním úhlem $2\alpha = 12^\circ$ pro všechny deformace. V oblasti ustáleného plastického toku lze zvláště pro menší deformace rozeznat oblast, kde byla použita jemná síť. Pro tuto oblast byla stanovena průměrná hodnota celkové tažné síly, která byla následně použita pro srovnání všech simulací (viz obr. 2).

Jak je patrné z obr. 2., závislost celkové tažné síly na deformačním úhlu průvlatku nevykazuje pro použitý součinitel tření lokální minimum, tak jak jej můžeme pozorovat při běžném tažení (viz. obr. 3). Tedy vliv tření na celkovou tažnou sílu je v tomto případě zanedbatelný, významnou roli hraje jen vliv homogenní deformace a vliv smykové deformace způsobené nevýhodným tokem kovu v blízkosti povrchu drátu. Na obr. 3 je provedeno srovnání celkové tažné síly v závislosti na deformačním úhlu pro deformaci 25 % a pro součinitel tření $\mu = 0,0005$ (hydrodynamické tření) a $\mu = 0,05$ (suché nebo smíšené tření). Vidíme, že zvýšení součinitele tření vede k nárůstu celkové tažné síly při použití menších deformačních úhlů. V případě úhlu $2\alpha = 2^\circ$ je rozdíl více než 60 %.

V této práci je provedena MKP simulaci tažení za podmínek hydrodynamického tření, hodnoceným parametrem je velikost smykových deformací a celková tažná síla.



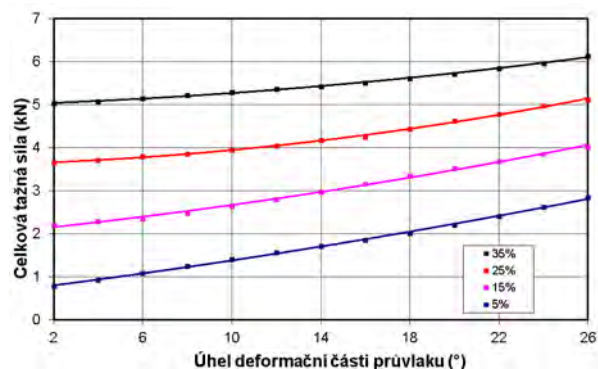
Obr. 1 Časový průběh celkové tažné síly, $2\alpha = 12^\circ$, $Q_d = 5, 15, 25, 35\%$

Fig. 1 Evolution of total drawing force in time, $2\alpha = 12^\circ$, $Q_d = 5, 15, 25, 35\%$

Tab. 2 Parametry MKP analýzy

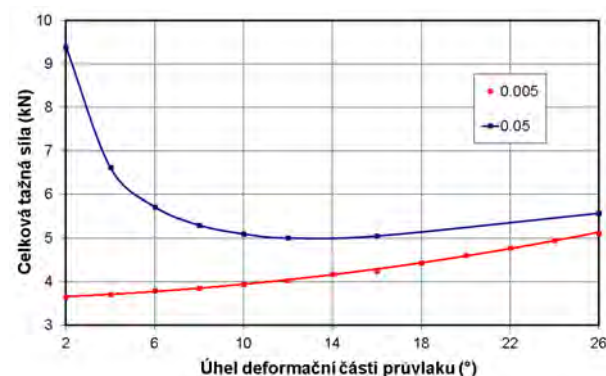
Tab. 2 Parameters of the FE analysis

μ (-)	d_1 (mm)	e_1 (-)	Q_d (%)	2α (°)												
0,0005	5.36	0.051	5	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	22	24	26
	5.07	0.163	15	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	22	24	26
	4.76	0.288	25	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	22	24	26
	4.43	0.431	35	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	22	24	26
0,05	4.76	0.288	25	2	4	6	8	10	12		16					26



Obr. 2 Vliv deformačního úhlu a velikosti dílčí deformace na celkovou tažnou sílu

Fig. 2 Influence of approach angle and magnitude of partial deformation on the total drawing force

Obr. 3 Vliv deformačního úhlu a tření na celkovou tažnou sílu, $Q_d = 25\%$ Fig. 3 Influence of deformation angle and friction on the total drawing force, $Q_d = 25\%$

2.2 Smyková deformace

Program FormFEM počítá okamžitou smykovou deformaci, která popisuje zkosení nekonečně malého elementu na základě této rovnice:

$$\gamma_{xy} = \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \quad (2)$$

Kde: ∂u a ∂v jsou příslušná posunutí.

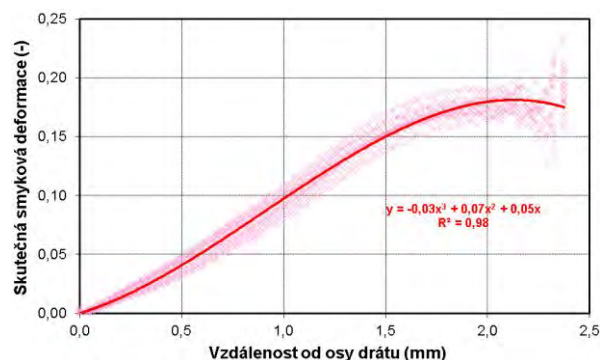
Typický průběh skutečné smykové deformace v závislosti na vzdálenosti od středu drátu můžeme vidět v grafu na obr. 4. Tento graf zobrazuje hodnoty skutečné smykové deformace při tažení s deformací 25 % a $2\alpha = 26^\circ$ ve všech bodech konečnoprvkové sítě z oblasti ustáleného plastického toku. Data jdou velmi dobře proložit polynomem třetího stupně. Graf na obr. 5. potom ukazuje srovnání průběhu skutečné smykové deformace v závislosti na vzdálenosti od středu drátu

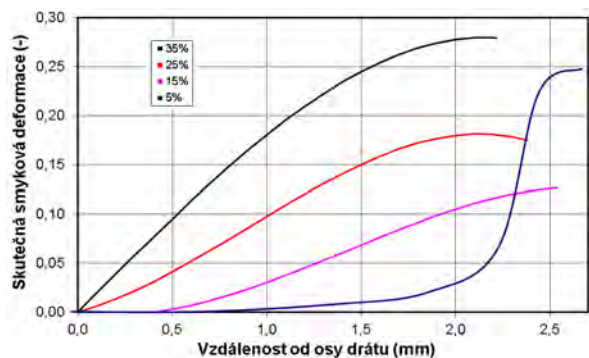
pro $2\alpha = 12^\circ$ pro jednotlivé deformace. Pro deformace 15, 25 a 35 % je průběh podobný, pokud bychom dali do poměru skutečnou smykovou deformaci e_{xy} skutečnou délkovou deformaci:

$$e = \ln \frac{d_0^2}{d_1^2}, \quad (3)$$

výsledky by se pro uvedené deformace prakticky nelišily (e_{xy}/e_l by nepřekročil hodnotu 0,77). Tento poměr totiž vyjadřuje relativní velikost smykové deformace k deformaci skutečné a lze tak porovnávat případy s různou skutečnou délkovou deformací.

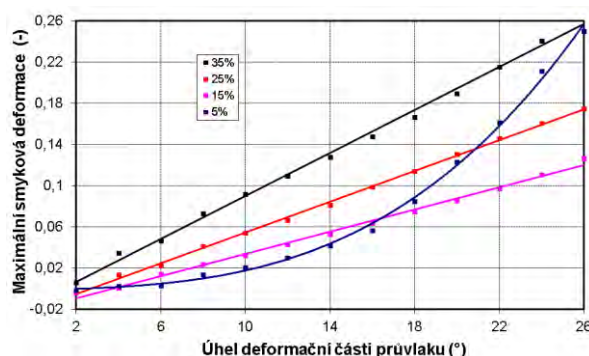
Výjimečný je průběh pro deformaci 5 %, kdy je podíl $e_{xy}/e_l = 4,9$. Z tohoto důvodu se takto malé deformace v praxi nepoužívají. Výsledky pro všechny simulace pak shrnuje graf na obr. 6, který zobrazuje závislost maximální hodnoty smykové deformace (této hodnoty bylo dosahováno na povrchu drátu nebo těsně pod ním) na velikosti deformačního úhlu a dílčí deformaci. Je zřejmé, že z hlediska homogenity deformace je žádoucí používat co nejmenší deformační úhly. Z toho grafu je také patrné, že použití příliš malých deformací v kombinaci s velkým deformačním úhlem vede k prudkému nárůstu smykové deformace v povrchových vrstvách drátu. Ještě lépe tuto skutečnost dokumentuje graf na obr. 7., kde vidíme závislost poměru maximální hodnoty smykové deformace a skutečné délkové deformace e_{xy}/e_l na velikosti deformačního úhlu a dílčí deformaci.

Obr. 4 Vliv deformačního úhlu a tření na celkovou tažnou sílu, $Q_d = 25\%$ Fig. 4 Influence of deformation angle and friction on the total drawing force, $Q_d = 25\%$



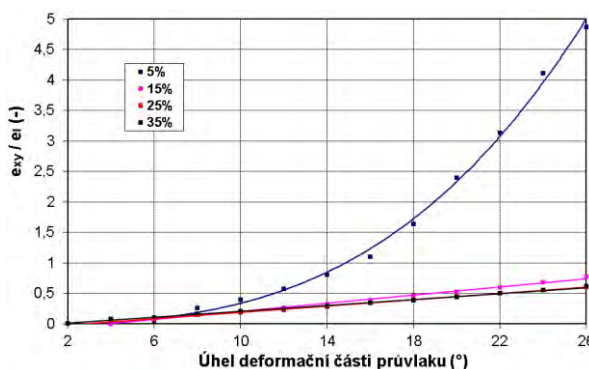
Obr. 5 Srovnání průběhu skutečné smykové deformace v závislosti na vzdálenosti od středu drátu pro jednotlivé deformace ($2\alpha = 12^\circ$)

Fig. 5 Comparison of the course of real shearing strain in dependence on the distance from the wire centre for individual deformations ($2\alpha = 12^\circ$)



Obr. 6 Závislost maximální hodnoty smykové deformace na velikosti deformačního úhlu a dílčí deformaci

Fig. 6 Dependence of the maximal value of the shearing strain on the magnitude of the deformation angle and on the partial deformation



Obr. 7 Závislost poměru maximální hodnoty smykové deformace a skutečné délkové deformace na velikosti deformačního úhlu a dílčí deformaci

Fig. 7 Dependence of the ration of the maximal value of the shearing strain and real linear deformation on the magnitude of the deformation angle and on the partial deformation

Závěr

Výsledky prezentované MKP analýzy jednoznačně potvrdily, že ke zlepšení homogenity deformace po průřezu drátu je ideální použít průvlastky s co nejmenším deformačním úhlem. V případě použití tlakových

průvlastků, které dokáží zajistit podmínky hydrodynamického tření, je použití velmi malých deformačních úhlů žádoucí i z pohledu velikosti celkové tažné síly. Další zlepšení homogenity deformace po průřezu drátu lze dosáhnout zvýšením dílčích úběrů a tím snížením počtu tahů. Za podmínek hydrodynamického tření v průvlastku s deformačním úhlem $2\alpha = 2^\circ$ se totiž celková tažná síla při zvýšení dílčího úběru z 25 na 35 % zvýší pouze o cca 30 % na hodnotu cca 5 kN. Této síle při průměru drátu 4,43 mm odpovídá napětí 325 MPa což je hodnota, která je výrazně nižší než mez kluzu válcovaného drátu z oceli C78. Tedy ani při deformaci 35 % nebude docházet k deformaci drátu za průvlastkem a k přetržení drátu.

Výše uvedený závěr je však třeba brát jako výsledek počítačové simulace, který má pouze naznačit kudy je třeba postupovat ve snaze dosáhnout homogenní deformace v taženém drátě. Teprve praktické experimenty, které budou prováděny na novém laboratorním drátotahu firmy KOCH v rámci RMTVC, ukáží, zda je dosažení takovýchto hodnot součinitele tření v praxi reálné. Pokud ano, bude mít smysl se zaměřit na používání průvlastků nezvyklých úhlů a tím i nezvyklých rozměrů. Např. délka průvlastku při úhlu $2\alpha = 2^\circ$ a dílčí deformaci 35 % by překročila 100 mm.

Acknowledgement

This paper was created in the project No. CZ.1.05/2.1.00/01.0040 "Regional Materials Science and Technology Centre" within the frame of the operational programme "Research and Development for Innovations" financed from the Structural Funds and from the state budget of the Czech Republic.

Literatura

- [1] FABÍK, R., NÉTEK, V. The Influence of the Friction Coefficient and of the Reducing of the Diameter in the Individual Pass on the Homogeneity of the Strain Field during Drawing of Steel Wire for Tyre Cords. *Hutnické listy*, 2009, roč. 62, č. 6, s. 26-30. ISSN 0018-8069.
- [2] SADOK, L., PAČKO, M. Application of numerical techniques to the analysis of strains in the drawing process. *Steel research*, 1989, vol. 60, no. 6, pp. 351-355
- [3] PLÁŠEK B., TITTEL V. Kalhaltige schmiermittel verbessern den drahtzug. *Drahtwelt*, 1986, vol. 72, No. 9, pp. 210-211.
- [4] PLÁŠEK, B., TITTEL, V. Lime-based Lubricants improve wire drawing. *Wireworld International*, vol. 29, No. 2. 1987, pp. 33-34.
- [5] LIŠKOVÁ, J., TITTEL, V., ZELENAY, M. The effect of wire rods quality on mechanical properties of drawn wires. *Annals of DAAAM and Proceedings of DAAAM Symposium*. V. 19, No.1. Annals of DAAAM for 2008 & Proceedings of the 19th International DAAAM Symposium "Intelligent Manufacturing & Automation: Focus on Next Generation of Intelligent Systems and Solutions", 22-25th October 2008, Trnava, Slovakia. DAAAM International Vienna, 2008, pp. 0757-0758
- [6] TITTEL, V., ZELENAY, M. Vplyv mazania na spevnenie pri ťahaní oceľových drôtov. *Hutnické listy*, 2011, vol. 64, No. 4, ISSN 0018-8069, pp. 42-45
- [7] ENGHAG, P., *Steel wire technology*, Repro Örebro University, 2008, ISBN 91-631-1962-5

- [8] KNAP, F., KRUZEL, R., CIEŚLAK, L., *Ciągnienie drutów, prętów i rur*, Politechnika Częstochowska, prace dydaktyczne, Metalurgia nr. 36, 2004, ISBN 83-87745-17-0
- [9] MUSKALSKI, Z.J. *Wybrane zagadnienia z teorii i technologii ciągnienia drutów ze stali wysokowęglowych*. 1st edition. Częstochowa: Wydawnictwo Wydziału Inżynierii Procesowej, materiałowej i Fizyki Stosowanej, Polytechniki Częstochowskiej. 2011. 145 pp. ISBN 978-83-87745-14-1
- [10] BRODŃAN, M., FABÍK, R., Optimization of half-round wire drawing proces by mathematical modelling, In *20th International Conference on Metallurgy and Materials „Metal 2011“*. Conference proceedings, Ostrava : Tanger Ltd, 2011 s. 241-247. ISBN 978-80-87294-24-6.
- [11] FABÍK, R., HALFAROVÁ, P., Impact of drawing process parameters on uniformity of strain in spring wire, In *20th International Conference on Metallurgy and Materials „Metal 2011“*. Conference proceedings, Ostrava : Tanger Ltd, 2011 s. 234-240. ISBN 978-80-87294-24-6.
- [12] FABÍK, R., NÉTEK, V., Effect of Die Geometry on Strain Uniformity and Drawing Force at Wire Drawing, *Hutnické listy*, 2011, roč. 64, č. 4, s. 18-21. ISSN 0018-8069.
- [13] TOURRET, R. The state of lubrication in wire drawing operation. *Wire and Wire Products*, vol. 30, no. 3, 1955
- [14] AVITZUR, B. *Metal forming processes and Analysis*. McGraw-Hill Book Copany, New York 1979.



**23. ročník mezinárodní konference
metalurgie a materiálů**

**METAL[®]
2014**

1. OZNÁMENÍ
21. - 23. května 2014
Hotel Voroněž I, Brno Česká republika, EU



TANGER, spol. s r.o.
VŠB - Technická univerzita
Česká společnost pro nové materiály a technologie
Inženýrská akademie České republiky
ASM International Czech Chapter

Materials Research Society of Serbia
Sociedade Portuguesa de Materiais
Austrian Society for Metallurgy and Materials
Norsk Materialteknisk Selskap
Associazione Italiana di Metallurgia
Societe Francaise de Metallurgie et de Materiaux

© 2013 TANGER spol. s r.o.

Možnosti zhutňování kovového prášku intenzivním válcováním za tepla

Possibilities of Compacting of Metallic Powder by Intensive Hot Rolling

Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.¹, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.¹, RNDr. Jiří Svoboda, CSc., DrSc.², Ing. Petr Kawulok, Ph.D.¹, Ing. Rostislav Kawulok¹, Ing. Kateřina Skotnicová, Ph.D.³, Ing. Petra Váňová, Ph.D.⁴, Ing. Tomáš Čegan³

¹VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, Katedra tváření materiálu, RMTVC, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

²Ústav fyziky materiálů - Akademie věd České republiky, v. v. i., Žitkova 22, 616 62 Brno, Česká republika

³VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, Katedra neželezných kovů, rafinace a recyklace, RMTVC, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

⁴VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, Katedra materiálového inženýrství, RMTVC, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

Spojitém válcováním byl zhutňován prášek Ni_3Al napěchovaný v ocelových trubkách o vnějším průměru 20 mm. Teploty ohřevu vzorků byly voleny v rozsahu 900 – 1200 °C, doválcovací teploty byly naměřeny v rozsahu 933 – 1146 °C. Díky aplikované kalibrační řadě byly získány kruhové tyče o průměru cca 12 mm. Jak potvrdilo měření tvrdosti i metalografické analýzy, ke konsolidaci prášku došlo ve všech případech v takovém stupni, že jádro vývalku z Ni_3Al bylo kompaktní a obrobitelné. Nikdy se však nepodařilo dokonale eliminovat výskyt dutin mezi jednotlivými zrny. Jako nejlepší z hlediska výsledných vlastností se jeví teplota ohřevu 1000 °C, po níž byl výskyt dutin nejmenší. Experimenty potvrdily použitelnost a výhodnost válcování kruhových tyčí na spojitěm pořadí nové laboratorní válcovny za účelem zhutňování prášku napěchovaného v trubkách.

Klíčová slova: aluminid Ni_3Al ; zhutňování prášku; laboratorní spojitě válcování za tepla; strukturní vlastnosti

We compacted Ni_3Al powder tucked into steel tubes with external diameter of 20 mm by intensive deformation, induced by four rolling stands arranged closely to each other. Temperatures for reheating of samples were chosen in the interval from 900 to 1200 °C, finish rolling temperatures were measured within the range from 933 to 1146 °C. Thanks to the applied pass sequence we obtained round bars with diameter of approx. 12 mm. As it was confirmed by measurement of hardness and also by metallographic analyses, the achieved consolidation of powder was in all cases in such a degree that the core of the rolled product made of Ni_3Al was compact and machinable. However, we did not manage in any of the cases to eliminate perfectly the occurrence of cavities between individual grains. Reheating temperature of 1000 °C appears to be the best from the viewpoint of resulting properties, as occurrence of cavities was the smallest at this temperature. Experiments confirmed usability and advantageousness of rolling of round bars on continuous sequence of the new laboratory rolling mill at compacting of powder tucked into tubes. Application of protective atmosphere during preparation of the samples would bring even better results.

Key words: aluminide Ni_3Al ; compaction of powder; laboratory continuous hot rolling; structure properties

Konsolidaci prášků na hutný materiál lze provést řadou způsobů. Zde je třeba primárně rozlišovat, zda je, či není prášek plasticky deformovatelný za laboratorních či vysokých teplot. V případě keramických prášků nelze s jejich plasticitou počítat ani za vysokých teplot a v takovém případě lze k jejich zhutnění používat jen slinování (sintraci) nebo dlouhodobé vysokoteplotní stlačování – hot isostatic pressing (HIP), kdy je aktivována difúze po hranicích zrn a povrchu. Slinování lze též využít v případě, že prášek je plasticky deformovatelný za laboratorních teplot, pak lze z prášku vyrobit součástku v jejím konečném tvaru přímo lisováním za studena a slinování dodá součástce jen potřebnou pevnost. Zvláštní skupinu pak tvoří prášky intermetalických sloučenin nebo mechanicky legované kovové prášky, které jsou za pokojové teploty plasticky nedeformovatelné, ale za vysokých teplot ano. Takové

prášky lze konsolidovat za vysokých teplot lisováním [1, 2], či extruzí [2]. Též bývá používána technika dlouhodobého vysokoteplotního stlačování (HIP) v kombinaci s válcováním za tepla za účelem odstranění zbytkové porozity. V současné době je též rozvíjena technika studeného sprayování – cold spraying [3-9], které též umožňuje vytvářet na substrátech tenké vrstvy nebo objemové gradientní struktury.

Výše zmíněné metody jako vysokoteplotní extruze, lisování či HIPování mají jedno zásadní omezení, představované velikostním limitem zařízení a tudíž i produktu. Proto je třeba hledat další konsolidační techniky, které by byly levnější a velikostní omezení by neměly. Vážným kandidátem je nový přístup – vysokoteplotní válcování, které autorský tým v současnosti vyvíjí a testuje. Centrální myšlenkou

tohoto postupu je napěchování a uzavření prášku v tenkostěnné ocelové trubce, která je následně ohřáta a válcována. Jelikož různé provozní válcovací tratě jsou schopny zpracovávat polotovary velkých rozměrů, velikostní limit zde nehrozí. Též lze předpokládat, že zkušenosti získané na malých vzorcích budou lehce přenositelné i na vzorky velké. Cílem příspěvku je proto vyzkoušet použití vysokoteplotního válcování ke zhutnění intermetalického prášku Ni_3Al a výsledky kriticky vyhodnotit. Ke konsolidaci prášku bylo využito intenzivní spojité válcování kruhové tyče na experimentální válcovací trati, svou koncepcí v rámci českých laboratorních zařízení ojedinělé.

Charakteristika laboratorní polospojité válcovny tyčí

Pro účely válcování tyčí kruhového průřezu v RMTVC VŠB-TUO je využívána nová polospojité válcovací trať, sestávající z vratné předválcovací stolice duo s průměrem válců až 350 mm a ze čtyřstolicového hotovního pořadí s průměrem válců duo stolic max. 200 mm (obr. 1, 2). V hotovním spojitěm pořadí se střídají samostatně poháněné horizontální a vertikální stolice s volitelnou mezistolicovou vzdáleností (min. 1,0 m). Z výchozích polotovarů mohou být čtyřmi průchody spojité vyválcovány kruhové tyče o průměru 12,3 mm – 9,8 mm – 7,9 mm – 6,4 mm – 5,1 mm. Z takto připraveného nápichu o průměru 6,4 mm lze po stříhání a meziohřevu naválcovat v poslední kalibrační řadě spojitého pořadí tyč o průměru 4,2 mm. Z uvedeného je zřejmé, že nová trať byla projektována se záměrem simulovat vybrané uzly válcování jednoduchých profilů na středojemné či drátové trati. Nejvyšší válcovací rychlost je omezena na cca $2,5 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$. Použita je kalibrační řada plochý ovál / kruh.



Obr. 1 Horizontální a vertikální válcovací stolice spojitého doválcovacího pořadí

Fig. 1 Horizontal and vertical rolling stands of continuous finishing mill



Obr. 2 První duo stolice spojitého pořadí

Fig. 2 First two stands of continuous train.

Pro ohřev polotovarů před válcováním je určena stabilní elektrická pec s délkou nístěje 1,2 m (max. 1250°C). Za spojitým hotovním pořadím je možno válcovaný materiál ochlazovat volně na vzduchu (obr. 3), zrychleně tlakovou vodou (s regulovatelnou intenzitou tlaku vody ve třech prstencích), zpomaleně v žíhacích pecích (jen odstřížky o délce do 0,8 m), nebo nasměrovat vývalek přímo do kalici vany s délkou 3,1 m.

Povrchové teploty stejně jako další měřené veličiny (teplota v pecích, výška válcovací mezery, rychlosti otáčení válců, válcovací síly a momenty, aj.) jsou průběžně registrovány řídicím počítačem. Při sledování poměrně rychlých dějů je samozřejmě klíčovým úkolem spolehlivě měřit povrchovou teplotu materiálu v různých fázích jeho zpracování. K tomu slouží zejména čtyři teplotními skenery vysokorychlostního typu (s rozsahy $600 - 1400^\circ\text{C}$, $400 - 1200^\circ\text{C}$, resp. $300 - 1000^\circ\text{C}$), variabilně rozmístitelné pomocí konzol na různá místa válcovací trati.

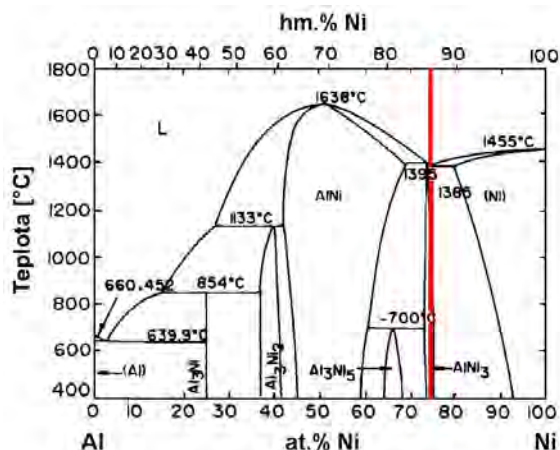


Obr. 3 Volné ochlazování tyčí na vzduchu (zaznamenávání teplot dvěma teplotními skenery)

Fig. 3 Free cooling of the rolled bar (with recording the temperature by two scanners).

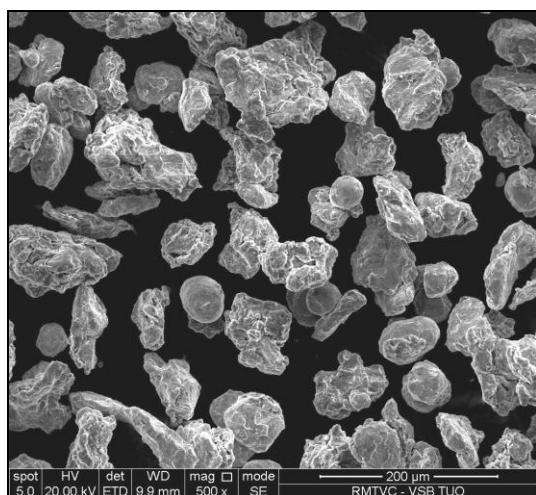
Charakteristika výchozího materiálu

Jako experimentální materiál posloužil prášek Ni_3Al vyrobený mechanickým mletím. Binární diagram s označením složení zkoumaného intermetalika červenou čarou je uveden na obr. 4 [10]. Tvar jednotlivých zrn a separátní distribuční křivku vidíme na obr. 5 a 6.



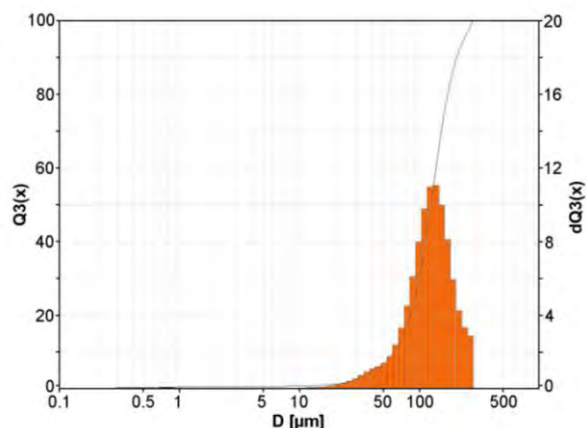
Obr. 4 Binární diagram Ni - Al

Fig. 4 Binary diagram Ni - Al



Obr. 5 Tvar jednotlivých zrn - SEM

Fig. 5 Shape of individual grains - SEM



Obr. 6 Separátní distribuční křivka zkoumaného prášku

Fig. 6 Separate distribution curve of investigated powder

Šedá, monotónně stoupající křivka je kumulativní křivka, udávající procentuální zastoupení částic ve vzorku o velikosti menší než je velikost zvolená a jejíž hodnoty se odečtou na ose $Q3(x)$. Obálka oranžově vyplněného pole udává frekvenční křivku, jejíž hodnoty se odečtou na ose $dQ3(x)$. Aritmetický střední průměr zrna (D) je 130,1 μm , medián 125,3 μm a střední kvadratická odchylka 56,1 μm . Hustota materiálu byla určena jako 4620 $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$.

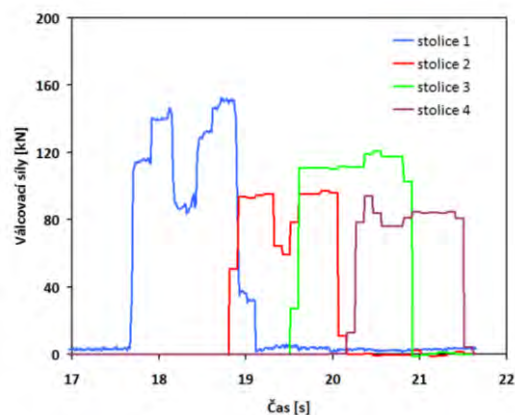
Popis experimentu

Ocelové trubky o délce 1 m, vnějším průměru 20 mm a tloušťce stěny 2 mm byly ve středové části o délce 250 mm napěchovány práškem z Ni_3Al . Koncové části trubek byly zaslepeny navařením ocelových zátek – tyčí o průměru shodném s vnitřním průměrem trubky. Nebylo použito žádné vakuování ani ochranná atmosféra. Vzorky byly ohřáté na teplotu 900, 1000, 1100 a 1200 $^{\circ}\text{C}$, čtyřmi průchody spojitě odválcovány na kulatinu o průměru 12,3 mm a ochlazeny volně na valníku. Válcovací rychlost se pohybovala v rozmezí 1,0 – 2,1 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ (1. – 4. stolice). Na obr. 7 je záznam časového průběhu válcovacích sil. Za pozornost stojí, že při prvních dvou úběrech dochází k relativnímu poklesu válcovacích sil ve středové části, naplněné práškem. V dalších dvou průchodech je už kov dostatečně ztuhlý, tudíž už nejsou tak výrazné poklesy válcovacích sil. K protváření vzorků v polovině jejich délky došlo vždy za necelé 3 s, což ukazuje na intenzivnější průběh deformace ve srovnání s deformací okrajových částí vzorku. Za první a čtvrtou válcovací stolici byly umístěny teplotní skenery. V tabulce 1 vidíme, že při nižších válcovacích teplotách dochází k nárůstu teploty materiálu vlivem deformačního tepla, takže teploty doválcování jsou o něco vyšší než teploty ohřevu. Po doválcování byly tyče ochlazovány volně na vzduchu.

Tab. 1 Teploty válcovaných vzorků

Tab. 1 Temperature of samples

Teplota ohřevu [$^{\circ}\text{C}$]	Teplota za 1. stolici [$^{\circ}\text{C}$]	Teplota za 4. stolici [$^{\circ}\text{C}$]
900	893	933
1000	992	1004
1100	1072	1068
1200	1185	1146

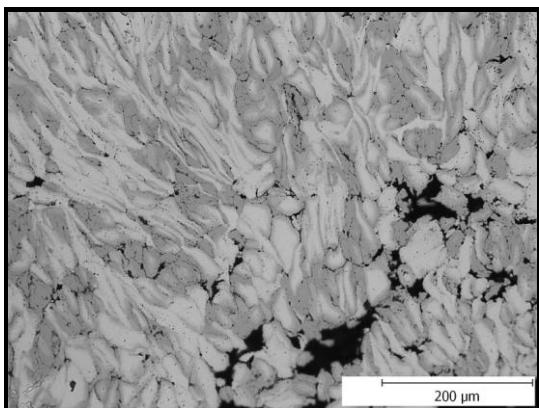


Obr. 7 Časový průběh válcovacích sil (výchozí teplota 900 $^{\circ}\text{C}$)

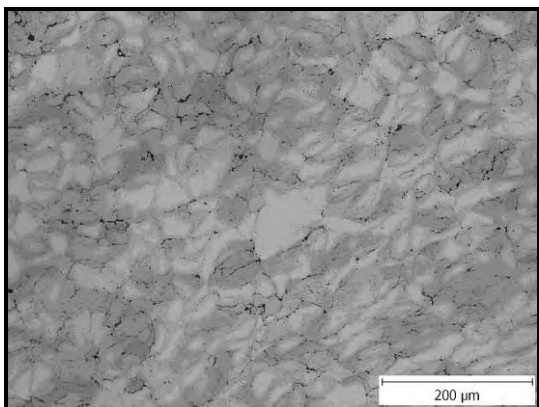
Fig. 7 Evolution of rolling forces in time (initial temperature 900 $^{\circ}\text{C}$)

Zkoumání mikrostruktury

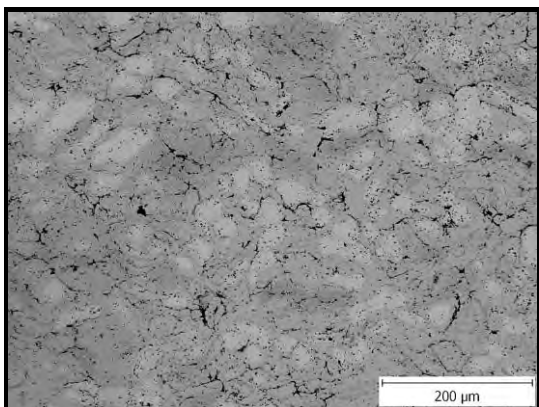
Po intenzivním laboratorním válcování došlo pro všechny teploty ohřevu a tváření ke zhutnění prášku, výsledky však byly velmi odlišné. Jak dokazují metalografické analýzy (obr. 8-15 – neleptaný stav), k nejlepšímu zhutnění došlo po ohřevu na teplotu 1000 °C – v tomto případě registrujeme nejmenší výskyt dutin. Oproti tomu ve vzorcích nahříváných na teploty 900 °C a 1200 °C je výskyt dutin značný.



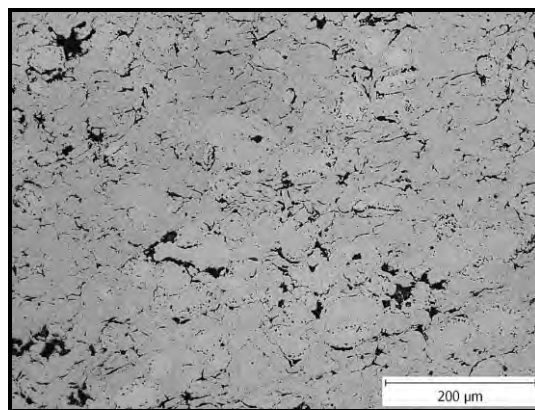
Obr. 8 Mikrostruktura prášku zhutněného při teplotě 900 °C
Fig. 8 Microstructure of powder compacted at the temperature of 900 °C



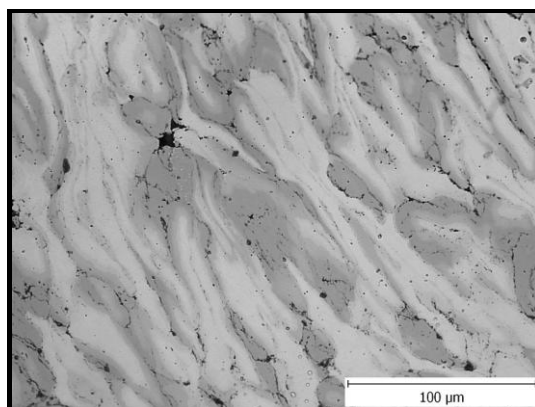
Obr. 9 Mikrostruktura prášku zhutněného při teplotě 1000 °C
Fig. 9 Microstructure of powder compacted at the temperature of 1000 °C



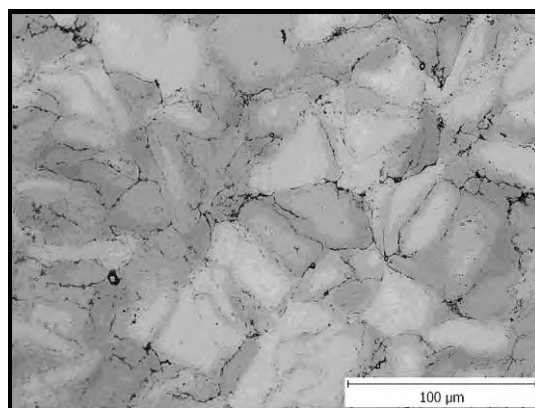
Obr. 10 Mikrostruktura prášku zhutněného při teplotě 1100 °C
Fig. 10 Microstructure of powder compacted at the temperature of 1100 °C



Obr. 11 Mikrostruktura prášku zhutněného při teplotě 1200 °C
Fig. 11 Microstructure of powder compacted at the temperature of 1200 °C



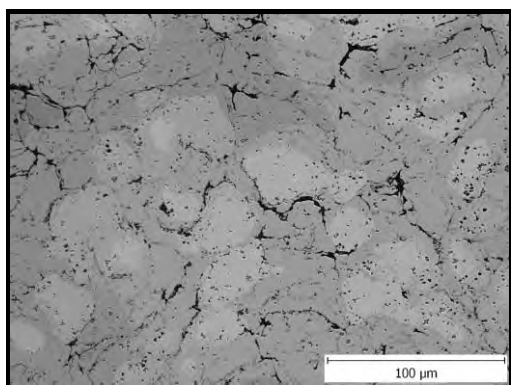
Obr. 12 Mikrostruktura prášku zhutněného při teplotě 900 °C – detail
Fig. 12 Microstructure of powder compacted at the temperature of 900 °C – detail



Obr. 13 Mikrostruktura prášku zhutněného při teplotě 1000 °C – detail
Fig. 13 Microstructure of powder compacted at the temperature of 1000 °C – detail

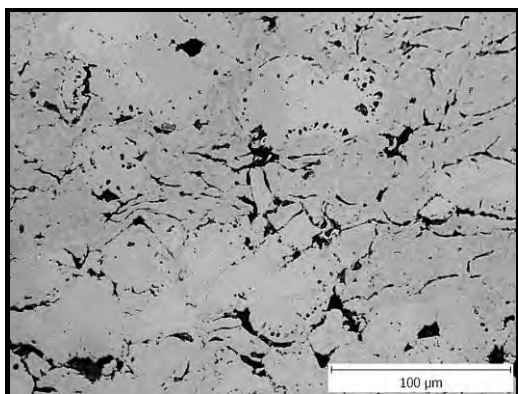
Měření tvrdosti

Na vyválcovaných vzorcích bylo provedeno měření tvrdosti podle Brinella (kulička o průměru 2,5 mm, zatěžování silou 1839 N po dobu 10 s, pro každý vzorek 5 vpichů). Výsledné hodnoty tvrdosti HB 2,5 jsou uvedeny v tab. 2.



Obr. 14 Mikrostruktura prášku zhutněného při teplotě 1100 °C – detail

Fig. 14 Microstructure of powder compacted at the temperature of 1100 °C – detail



Obr. 15 Mikrostruktura prášku zhutněného při teplotě 1200 °C – detail

Fig. 15 Microstructure of powder compacted at the temperature of 1200 °C – detail

Tab. 2 Střední hodnoty tvrdosti HB 2,5 jednotlivých vývalků
Tab. 2 Average values of hardness HB 2.5 measured in individual rolled rods

Teplota ohřevu [°C]	900	1000	1100	1200
Střední tvrdost HB 2,5	264	286	262	235
Směrodatná odchylka střední tvrdosti	14	17	40	37

Trend mechanických vlastností odpovídá získaným poznatkům o mikrostruktuře jednotlivých vývalků. Nejvyšší tvrdost a tedy nejvyšší stupeň zhutnění byl dosažen válcováním tyče nahřáté na 1000 °C. Vysoké teploty válcování jsou spojeny s poklesem tvrdosti a rovněž s růstem heterogenity materiálu a výskytu dutin (viz údaje o směrodatné odchylce).

Závěr

Prostřednictvím rychlé a intenzivní deformace, vyvolané čtyřmi těsně za sebou uspořádanými válcovacími stolicemi, byl zhutňován prášek Ni₃Al napěchovaný v ocelových trubkách o vnějším průměru 20 mm. Teploty ohřevu vzorků byly voleny v rozsahu 900 – 1200 °C, doválcovací teploty byly naměřeny v rozsahu 933 – 1146 °C. Díky aplikované kalibrační řadě byly získány kruhové tyče o průměru cca 12 mm.

Jak potvrdilo měření tvrdosti i metalografické analýzy, ke konsolidaci prášku došlo ve všech případech v takovém stupni, že jádro vývalku z Ni₃Al bylo kompaktní a obrobitelné řezáním, resp. broušením. V žádném případě se však nepodařilo dokonale eliminovat výskyt dutin mezi jednotlivými zrny. Jako nejlepší z hlediska výsledných vlastností se jeví teplota ohřevu 1000 °C, po níž byl výskyt dutin nejmenší.

Experimenty potvrdily použitelnost a výhodnost válcování kruhových tyčí na spojitém pořadí nové laboratorní válcovny za účelem zhutňování prášku napěchovaného v trubkách. Ještě lepších výsledků by bylo dosaženo po aplikaci ochranné atmosféry během přípravy vzorků. Dalšímu zhutnění dosažených struktur napomůže jejich další válcování za tepla na hladkých válcích, které však zmenší využitelnou výšku vývalku.

Poděkování

Práce byly provedeny v rámci řešení projektu CZ.1.05/2.1.00/01.0040 "Regionální materiálově technologické výzkumné centrum" (v rámci Operačního programu Výzkum a vývoj pro inovace, financovaného ze strukturálních fondů EU a ze státního rozpočtu ČR) a SP 2013/111 (v rámci specifického vysokoškolského výzkumu na VŠB-TUO podporovaného Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy ČR).

Literatura

- [1] SORNIN, D. et al.: Microstructural study of an ODS stainless steel obtained by Hot Uni-axial Pressing. *Journal of Nuclear Materials*, 439, (2013), 19–24
- [2] UNIFANTOWICZ, P., OKSIUTA, Z., OLIER, P., DE CARLAN, Y., BALUC, N.: Microstructure and mechanical properties of an ODS RAF steel fabricated by hot extrusion or hot isostatic pressing. *Fusion Engineering and Design*, 86, (2011), 2413–2416
- [3] GÄRTNER, F., STOLTENHOFF, T., SCHMIDT, T., KREYE, H.: The Cold Spray Process and Its Potential for Industrial Applications. *Journal of Thermal Spray Technology*, 15, (2006), 223–232
- [4] SPENCER, K., FABIJANIC, D.M., ZHANG, M.X.: The use of Al–Al₂O₃ cold spray coatings to improve the surface properties of magnesium alloys. *Surface and Coatings Technology*, 204, (2009), 336–344
- [5] SOVA, A., PERVUSHIN, D., SMUROV, I.: Development of multilayer coatings by cold spray and gas detonation spraying. *Surface and Coatings Technology*, 205, (2010), 1108–1114
- [6] LEE, H.Y., JUNG, S.H., LEE, S.Y., YOU, Y.H., KO, K.H.: Correlation between Al₂O₃ particles and interface of Al–Al₂O₃ coatings by cold spray. *Applied Surface Science*, 252, (2005), 1891–1898
- [7] SHOCKLEY, J. M. et al.: In situ tribometry of cold-sprayed Al–Al₂O₃ composite coatings. *Surface and Coatings Technology*, 215, (2013), 350–356
- [8] WANG, H.T., LI, C.J., YANG, G.J., LI, C.X.: Effect of heat treatment on the microstructure and property of cold-sprayed nanostructured FeAl/Al₂O₃ intermetallic composite coating. *Vacuum*, 83, (2008), 146–152
- [9] SUO, X. et al.: Preparation and characterization of magnesium coating deposited by cold spraying. *Journal of Materials Processing Technology*, 212, (2012), 100–105
- [10] BISWAS, A. et al.: A study of self-propagating high-temperature synthesis of NiAl in thermal explosion mode. *Acta Materialia*, 50, (2002) 757–773

Kinetika statické rekrytalizace aluminidu železa Fe-40at.%Al-Zr-B

Kinetics of Static Recrystallization of Iron Aluminide Fe-40at.%Al-Zr-B

prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.¹, RNDr. Jaromír Kopeček, Ph.D.², Ing. Petr Kawulok, Ph.D.¹, Ing. Petr Opěla¹, Ing. Pavel Hanus, Ph.D.³, Ing. Rostislav Kawulok¹

¹VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, Katedra tváření materiálu, RMTVC, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

²Fyzikální ústav Akademie věd ČR, v.v.i., Na Slovance 1999/2, 182 21 Praha 8, Česká republika

³Technická univerzita v Liberci, Fakulta strojní, Katedra materiálu, Hájkova 6, 461 17 Liberec, Česká republika

Na základě izotermického žhání po deformaci za tepla o velikosti 0,2 a strukturních analýz se podařilo s dobrou přesností matematicky popsat kinetiku statické rekrytalizace slitiny typu Fe-40at.%Al-Zr-B v závislosti na teplotě deformace a době výdrže na této teplotě. Je zřejmé, že statická rekrytalizace nastupuje ve zkoumaném aluminidu železa v celém intervalu experimentálních teplot (900 – 1100 °C) poměrně snadno, ale pro její úplný průběh je zapotřebí žíhat po značně dlouhou dobu. Vlivem nerovnoměrného průběhu rekrytalizace a hrubnutí rekrytalizovaných zrn ve vybraných oblastech se ani při dobách žhání kolem 10 minut nedaří dosáhnout zcela rovnoměrné velikosti zrna.

Klíčová slova: aluminid železa, statická rekrytalizace, zjemňování zrna, EBSD

On the basis of plastometric experiments, based on isothermal annealing after hot deformation of the magnitude of 0.2 and relevant structural analyses (namely EBSD), we were able to describe mathematically with sufficient accuracy kinetics of static recrystallization of an alloy of the type Fe-40at.%Al-Zr-B in dependence on the deformation temperature and duration of dwell at this temperature. The developed model is useful namely at selection of parameters of forming of the given material, focused on repeated grain refinement by recrystallization. It is obvious that static recrystallization is initiated in the investigated iron aluminide comparatively easily in the whole interval of experimental temperatures (900 – 1100 °C), however, for its complete development it is necessary to anneal for considerably long time. Due to uneven evolution of recrystallization and coarsening of recrystallized grains in the selected areas even an annealing lasting approx. 10 minutes does not result in achievement of completely homogenous grain size. It was confirmed that in the case of the given alloy this requires annealing at high temperature lasting several hours.

Key words: iron aluminide, static recrystallization, grain refinement, EBSD

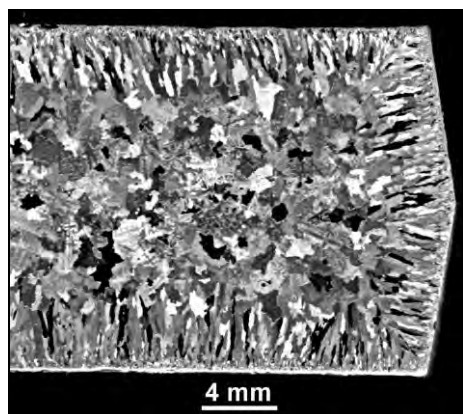
Aluminidy železa vynikají odolností vůči vysokoteplotní oxidaci v agresivních prostředích [1]. Díky vysokému obsahu hliníku (10 až 30 hm. %) vykazují nižší měrnou hmotnost než korozivzdorné oceli a jsou i levnější z materiálového hlediska, ovšem zároveň mnohem obtížněji zpracovatelné tradičními postupy (např. válcováním). Zejména technologická tvářitelnost za tepla aluminidů železa typu B2 (typicky s cca 40 at. % Al, resp. 24 hm. % Al) je velmi nízká. Tyto slitiny jsou mimořádně náchylné ke vzniku povrchových trhlin v oblastech ochlazovaných kontaktem s pracovními nástroji [2]. Tyto problémy, projevující se zejména v litém stavu, mohou být v laboratorních podmínkách eliminovány např. odporovým ohřevem kovadel při plastometrické zkoušce tlakem [3]. Poměrně častá je metoda průtlačného lisování za tepla práškového materiálu, získávaného však náročnými a drahými postupy [4-6]. Plastické vlastnosti slitin typu Fe-40 at. % Al bývají zvyšovány přidávkou zirkonia a bóru [7,8]. Slibná je

metoda válcování za tepla v ochranných kapslích, svařených z feritické korozivzdorné oceli [9], protože umožňuje tváření hrubozrnné lící struktury. Právě tato metoda byla aplikována na zjemnění zrna a homogenizaci výchozího litého stavu během přípravy vzorků vhodných pro studium statické rekrytalizace slitiny typu Fe-40 at. % Al-Zr-B. Hlavním cílem prací bylo matematicky popsat kinetiku statické rekrytalizace tohoto materiálu v podmínkách jeho tváření za tepla, což může vést k optimalizaci podmínek válcování s účinným zjemňováním zrna.

Tváření odlitků a homogenizační žhání

Experimentální materiál měl chemické složení v hm. %: 24.6 Al – 0.04 Cr – 0.01 B – 0.18 Zr – 0.01 C – 0.14 Mn – 0.01 Mo (zbytek Fe). Laboratorní odlitky výšky 19,5 mm a šířky cca 33 mm byly získány tavením a odléváním ve vakuové indukční peci. Navzdory použití ultrazvuku v této fázi přípravy [10]

byla struktura výsledných odlitků velmi hrubozrnná a hlavně heterogenní – viz obr. 1.

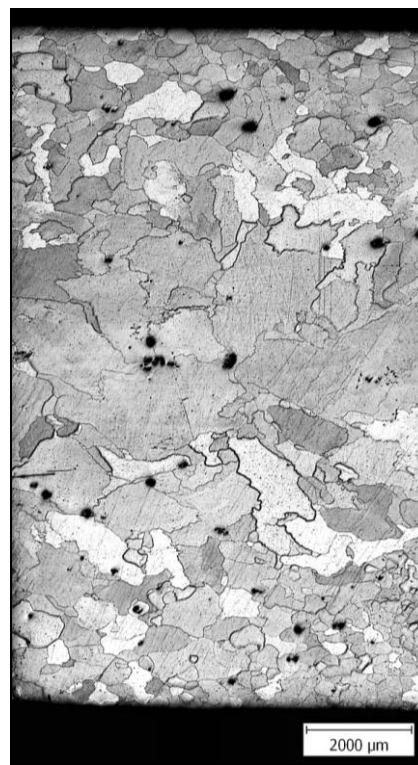


Obr. 1 Heterogenní makrostruktura výchozího odlitku (částečný příčný řez)

Fig. 1 Heterogeneous macrostructure of the initial casting (partial cross section)

V první etapě studia rekrystalizace byly vyrobeny plastometrické vzorky (válečky o průměru 10 mm a výšce 12 mm) přímo ze středových oblastí těchto odlitků. Následné zkoušky tlakem za tepla s izotermickou výdrží však ukázaly, že strukturními analýzami získávané informace o průběhu postdynamického uzdravování jsou zásadně znehodnoceny heterogenitou výchozího litého stavu. Proto se přikročilo k pokusům o homogenizaci výchozí struktury, a to vysokoteplotním žiháním za tepla tvářených laboratorních odlitků. Ty byly naplocho válcovány v ochranných kapslích z oceli X6Cr17 na laboratorní stoličce kvarto. Pracovní válce o průměru 67 mm se otáčely rychlostí 100 min⁻¹. Čtyřmi úběry o velikosti 9 až 10 % byla naválcována finální tloušťka vzorku 13,3 mm. Teplota ohřevu stejně jako 45 sekund trvající mezioperační ohřev vzorku v peci po 2. průchodu byla 1200 °C. Stěny svařované kapsle

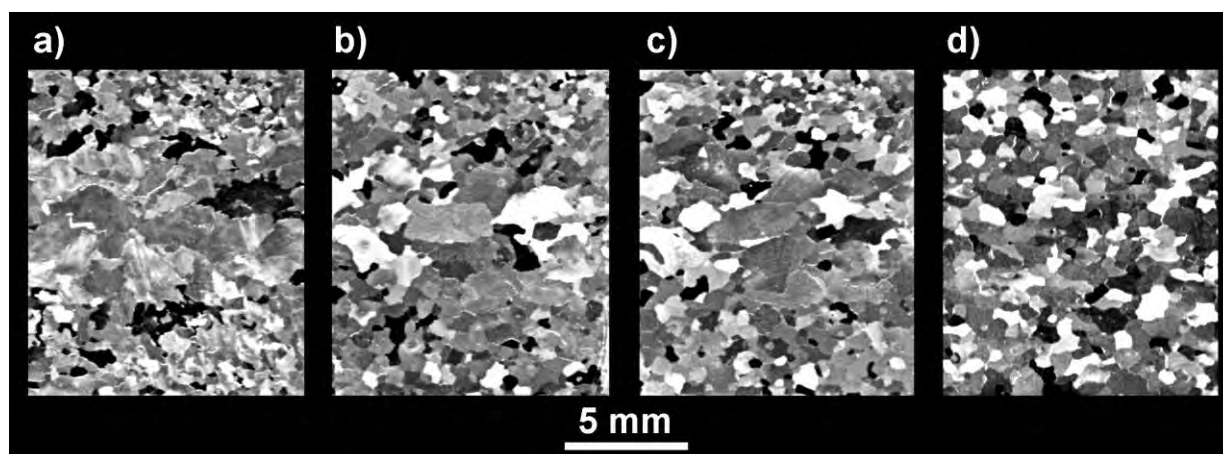
s výchozí tloušťkou 2 mm bránily přímému odvodu tepla z aluminidu do pracovních válců a zabránily tak povrchovému praskání odlitků s extrémně nízkou tvařitelností [9,2]. Po volném ochlazení vývalků následovalo homogenizační žihání jejich odřezků ve vakuové odporové peci ohřáté na teplotu 1200 °C. Metalograficky bylo ověřováno, jaká doba žihání (od 20 minut do 7 hodin) je nutná k získání dostatečně rovnoměrného zrna.



Obr. 2 Mikrostruktura přes výšku (tzn. tloušťku) vývalku

Fig. 2 Microstructure across the height (i.e. thickness) of the rolled product

Mikrostruktura laboratorního vývalku je velmi nerovnoměrná. Snímek na obr. 2 dokumentuje, že



a) po válcování za tepla
a) after hot rolling

b) po žihání vývalku trvajícím 20 minut
b) after annealing of the rolled product for 20 minutes

c) po žihání vývalku trvajícím 1 hodinu
c) after annealing of the rolled product for 1 hour

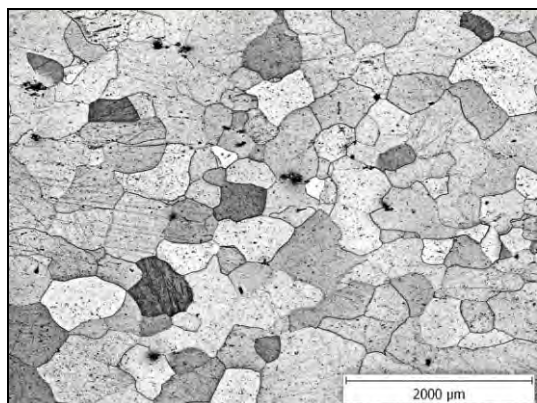
d) po žihání vývalku trvajícím 7 hodin
d) after annealing of the rolled product for 7 hours

Obr. 3 Vývoj makrostruktury při žihání za teploty 1200 °C

Fig. 3 Evolution of macrostructure at annealing at the temperature of 1200 °C

zvoleným postupem válcování se podařilo rozdrobit kolumnární krystaly v povrchových oblastech vzorku, ale prakticky nedošlo k rekrytalizaci centrálních partií vzorku s výraznými dendrity.

Srovnání makrostruktur na obr. 3 prokazuje, že pro požadovanou homogenizaci za tepla tvářené struktury bylo třeba velmi dlouho trvajících vysokoteplotního žíhání [11].



a) staticky rekrytalizovaná struktura, rovnoosá zrna
a) statically recrystallized structure, uniaxial grains



b) detail mikrostruktury, DIC Nomarski
b) detail of microstructure, DIC Nomarski

Obr. 4 Struktura vývalku homogenizačně žíhaného po dobu 7 hodin
Fig. 4 Structure of the rolled product subjected to homogenous annealing for 7 hours

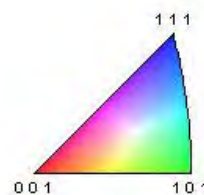
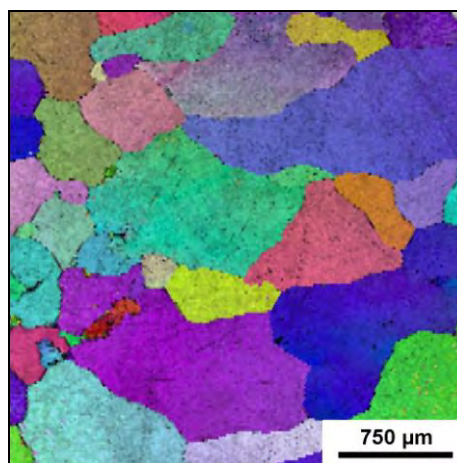
Studium statické rekrytalizace

Ze středových oblastí homogenizovaných vývalků byly vyrobeny vzorky výše uvedeného tvaru a rozměrů pro zkoušení jednoosým tlakem na plastometru Gleeble 3800. Podélná osa vyrobených válečků byla vždy orientována přes výšku (tloušťku) vývalku. Každý vzorek byl po náhřevu na příslušnou teplotu tvářen skutečnou (logaritmickou) deformací 0,2 a zakalen ihned, nebo po definované izotermické výdrž. Při teplotě 1100 °C byla aplikována nejdelší výdrž 300 s, při teplotě 1000 °C max. 400 s a při teplotě 900 °C max. 600 s. Interval výdrží měly pokrýt celou škálu rekrytalizovaného podílu, tzn. až do úplného průběhu statické rekrytalizace. Důkladný rozbor záznamů teplotních změn během kalení vedl k závěru, že strukturní stav středových oblastí vzorků byl ve skutečnosti dosažen vždy s jistým zpožděním oproti zadání daného příkazu, zejména vlivem reakce přístroje, proto k nastaveným časům izotermické výdrže byly pro účely následných analýz vždy přičteno 1,7 s (v textu zaokrouhleno na 2 s).

Rekrytalizace byla hodnocena strukturními analýzami ve středových oblastech vzorků. Příklady výsledků, získaných difrakcí zpětně odražených elektronů (EBSD), jsou uvedeny na následujících snímcích (obr. 5-9). Vzorky pro metodu EBSD byly připraveny konvenční metalografií za použití koloidního leštidla OP-S. Vlastní měření byla provedena ve skenovacím elektronovém mikroskopu Jeol JXA-733 na zařízení TSL (EDAX). Pro vyhodnocení byl použit vlastní strukturní model struktury B2. Byla použita korekce „zrn“ s velikostí pod 2 měřené body pro odstranění

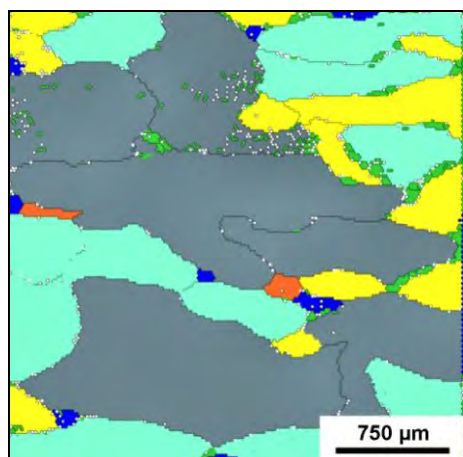
Struktura po homogenizačním žíhání vývalků trvajícím 7 hodin (obr. 4) je výsledkem statické rekrytalizace proběhlé v celém objemu vývalku a následného zhrubnutí jemných rekrytalizovaných zrn v povrchových oblastech. Podařilo se tak dostatečně homogenizovat výchozí lící strukturu, i když za cenu částečného zhrubnutí zrna (střední velikost zrna 0,77 mm).

šumu daného především nedokonalostí výbrusu, případně přítomností nerekrystalizované a tudíž plasticky deformované struktury. Pokud byl krok přehledových map příliš hrubý s ohledem na rekrytalizující strukturu, byly naměřeny též detailní mapy s menším krokem úměrným velikosti existujícího zrna.

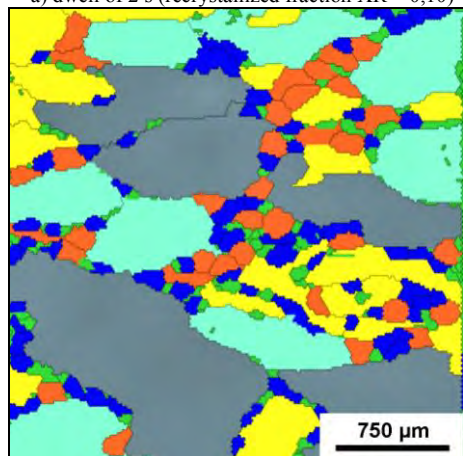


Obr. 5 Struktura výchozího stavu
Fig. 5 Structure of the initial state

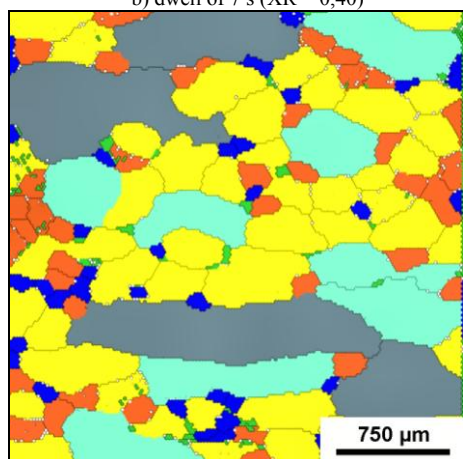
Obr. 5 dokumentuje mikrostrukturu před deformací. Barevné kódování odpovídá inverznímu pólovému obrazci pro kubické krystaly, stupně šedé kódují kvalitu Kikuchiho linií, z nichž byla orientace struktury určena.



a) výdrž 2 s (rekrytalizovaný podíl $X_R = 0,10$)
a) dwell of 2 s (recrystallized fraction $X_R = 0,10$)



b) výdrž 7 s ($X_R = 0,40$)
b) dwell of 7 s ($X_R = 0,40$)



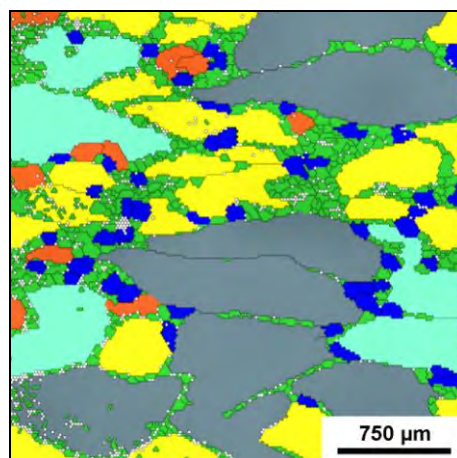
c) výdrž 122 s ($X_R = 0,91$)
c) dwell of 122 s ($X_R = 0,91$)

Obr. 6 Struktura po žhání při teplotě 1100 °C
Fig. 6 Structure after annealing at the temperature of 1100 °C

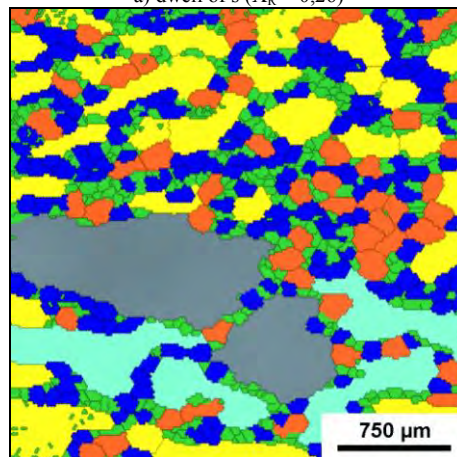
Doba 2 s pobytu na teplotě 1100 °C již vedla k nukleaci nových zrn zejména na hranicích zrn původních (obr. 6a). Výdrž po dobu 7 s už vyústila ve významný rozvoj rekrytalizace (obr. 6b), jež však ani po 122 s

neproběhla úplně, v celém objemu tvářeného vzorku (obr. 6c). Barevná škála kóduje kategorie velikostí zrn. Bílé body odpovídají nevyhodnoceným bodům.

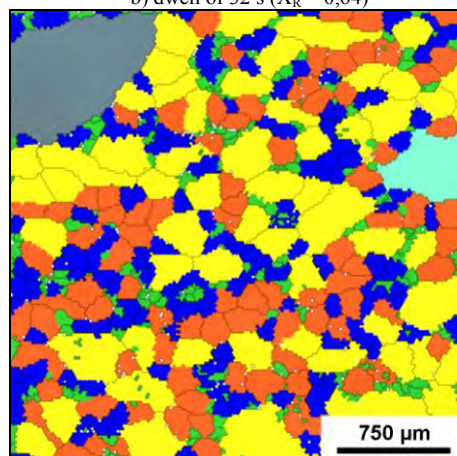
Analogická situace nastala během žhání při teplotě 1000 °C – viz obr. 7a-c.



a) výdrž 7 s ($X_R = 0,26$)
a) dwell of 7 s ($X_R = 0,26$)



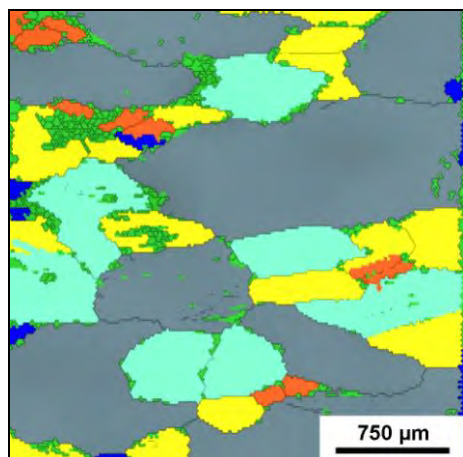
b) výdrž 32 s ($X_R = 0,64$)
b) dwell of 32 s ($X_R = 0,64$)



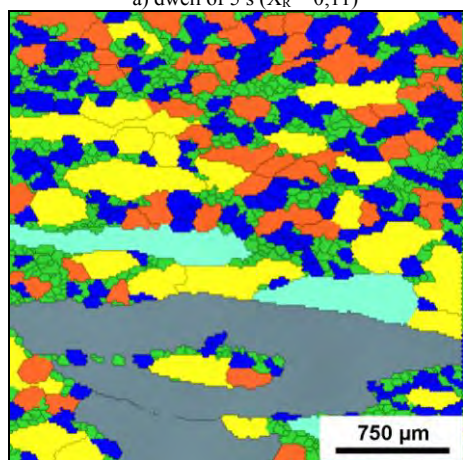
c) výdrž 182 s ($X_R = 0,90$)
c) dwell of 182 s ($X_R = 0,90$)

Obr. 7 Struktura po žhání při teplotě 1000 °C
Fig. 7 Structure after annealing at the temperature of 1000 °C

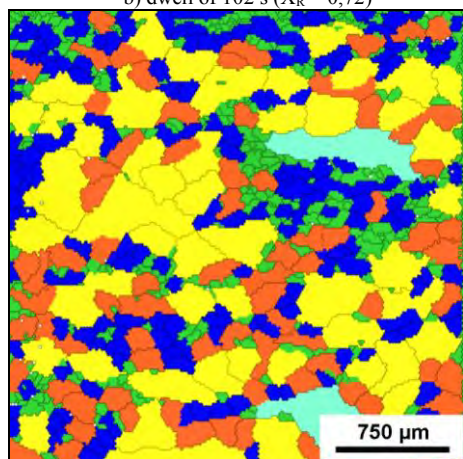
Při teplotě 900 °C dochází k nukleaci nových zrn překvapivě brzy (viz obr. 8a a detail na obr. 9).



a) výdrž 5 s ($X_R = 0,11$)
a) dwell of 5 s ($X_R = 0,11$)



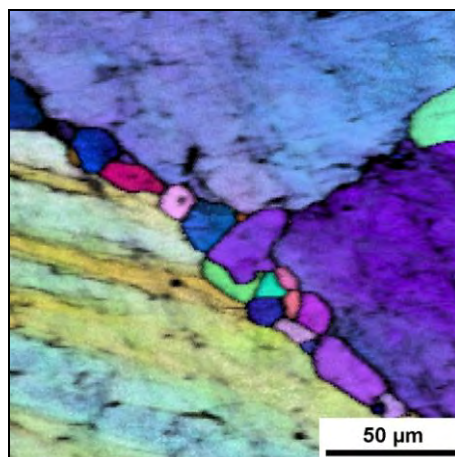
b) výdrž 102 s ($X_R = 0,72$)
b) dwell of 102 s ($X_R = 0,72$)



c) výdrž 602 s ($X_R = 0,93$)
c) dwell of 602 s ($X_R = 0,93$)

Obr. 8 Struktura po žhání při teplotě 900 °C
Fig. 8 Structure after annealing at the temperature of 900 °C

Žhání po dobu 602 s vedlo k téměř úplné rekrytalizaci, ale nerovnoměrná velikost zrna signalizuje hrubnutí zrn ve vybraných oblastech. Po žádném ze zvolených režimů izotermického žhání (nezávisle na teplotě) se nepodařilo dosáhnout zcela rovnoměrné velikosti výsledného zrna.

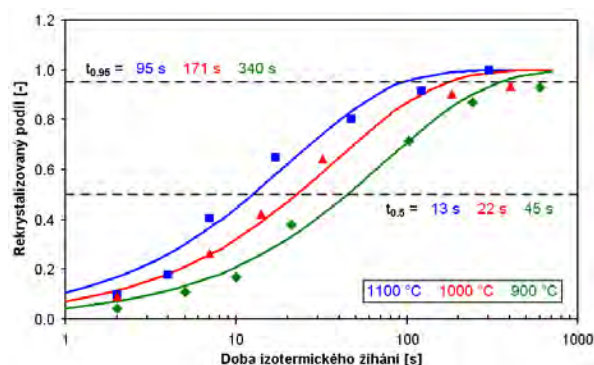


Obr. 9 Detail nových zrn nukleujících na hranicích původních zrn (teplota 900 °C, výdrž 5 s).
Fig. 9 Detail of new grains nucleating on boundaries of original grains (temperature of 900 °C, dwell of 5 s)

Zjištěné hodnoty rekrytalizovaného podílu v závislosti na době t [s] a teplotě T [K] izotermického žhání byly metodami nelineární regrese ve statistickém programu UNISTAT 5.6 popsány jednoduchou funkční závislostí modifikovanou rovnicí dle Johnsona, Mehla, Avramiho a Kolmogorova [12-14], zahrnující vliv teploty [15]:

$$X_R = 1 - \exp(-24,4 \cdot \exp(-7390/T) \cdot t^{0,72}) \quad (1)$$

Solidní přesnost popisu experimentálních dat rovnicí (1) je dokumentována grafem na obr. 10. V grafu jsou rovněž uvedeny vypočtené doby izotermického žhání nutné k rekrytalizaci 50 %, resp. 95 % struktury (tzn. $t_{0,5}$ a $t_{0,95}$ [s]).



Obr. 10 Popis kinetiky statické rekrytalizace zkoumané slitiny – jednotlivé body odpovídají experimentálním datům, čáry hodnotám vypočteným dle rovnice (1)

Fig. 10 Description of kinetics of static recrystallization of the investigated alloy – individual points correspond to experimental dates, lines correspond to the values calculated according to the Eq. (1)

Závěr

Na základě plastometrických experimentů, založených na izotermickém žhání po deformaci za tepla o velikosti 0,2, a příslušných strukturních analýz se podařilo s dobrou přesností matematicky popsat kinetiku statické rekrytalizace slitiny typu Fe-40at.%Al-Zr-B v závislosti na teplotě deformace a době výdrže na této

teplotě. Vyvinutý model je užitečný zejména při volbě parametrů tváření daného materiálu, zaměřeného na opakované zjemňování zrna rekrystalizací. Model zatím nezahrnuje vliv velikosti výchozího zrna ani deformace. Je zřejmé, že statická rekrystalizace nastupuje ve zkoumaném aluminidu železa poměrně snadno (viz doby $t_{0,5}$ na obr. 10), a to v celém intervalu experimentálních teplot (900 – 1100 °C), ale pro její úplný průběh je zapotřebí žíhat po značně dlouhou dobu (viz doby $t_{0,95}$). Vlivem nerovnoměrného průběhu rekrystalizace a hrubnutí rekrystalizovaných zrn ve vybraných oblastech se ani při dobách žíhání kolem 10 minut nedaří dosáhnout zcela rovnoměrné velikosti zrna. Potvrdilo se, že k tomu je v případě dané slitiny potřebná doba vysokoteplotního žíhání v řádu několika hodin, což je z hlediska reálných meziúběrových pauz při válcování nepoužitelné.

Poděkování

Práce byly realizovány v rámci řešení projektu P107/10/0438 (Grantová agentura ČR) a CZ.1.05/2.1.00/01.0040 "Regionální materiálově technologické výzkumné centrum" (v rámci Operačního programu Výzkum a vývoj pro inovace, financovaného ze strukturálních fondů EU a ze státního rozpočtu ČR).

Literatura

- [1] MORRIS, D. G., MUÑOZ-MORRIS, M. A. Recent Developments Toward the Application of Iron Aluminides in Fossil Fuel Technologies. *Advanced Engineering Materials*, 2011, roč. 13, č. 1-2, s. 43-47.
- [2] SCHINDLER, I., ŠUMŠAL, V., HANUS, P. Hot Rolling of Brittle Aluminide of Type Fe-40Al-Zr-B. *Hutnické listy*, 2011, roč. 64, č. 6, s. 56-61.
- [3] SCHINDLER, I. et al. Activation Energy in Hot Forming of Selected Fe-40at.%Al Type Intermetallic Compounds. *Acta Physica Polonica A*, 2012, roč. 122, č. 3, s. 610-613.
- [4] PRASAD, Y. V. R. K., SASTRY, D. H., DEEVI, S. C. Processing maps for hot working of a P/M iron aluminide alloy. *Intermetallics*, 2000, roč. 8, č. 9-11, s. 1067-1074.
- [5] SAMAJDAR, I., RATCHEV, P., VERBDEN, B., SCHRYVER, D. Recrystallization and grain growth in a B2 iron aluminide alloy. *Intermetallics*, 1998, roč. 6, č. 5, s. 419-425.
- [6] GIALANELLA, S. et al. Microstructural and kinetic aspects of the transformations induced in a FeAl alloy by ball-milling and thermal treatments. *Acta Materialia*, 1998, roč. 46, č. 9, s. 3305-3316.
- [7] BAKER, I., MUNROE, P. R., Mechanical properties of FeAl. *International Materials Reviews*, 1997, roč. 42, č. 5, s. 181-205.
- [8] HAUŠILD, P., KARLÍK, M., ŠÍMA, V., ALEXANDER, D. T. L. Microstructure and mechanical properties of hot rolled Fe-40 at.% Al intermetallic alloys with Zr and B addition. *Materials Science and Technology*, 2011, roč. 27, č. 9, s. 1448-1452.
- [9] SCHINDLER, I., KRATOCHVÍL, P., PROKOPČÁKOVÁ, P., KOZELSKÝ, P. Forming of cast Fe – 45 at.% Al alloy with high content of carbon. *Intermetallics*, 2010, roč. 18, č. 4, s. 745-747.
- [10] ŠÍMA, V., KRATOCHVÍL, P., KOZELSKÝ, P., SCHINDLER, I., HÁNA, P. FeAl-based alloys cast in an ultra-sound field. *International Journal of Materials Research*, 2009, roč. 100, č. 3, s. 382-385.
- [11] SCHINDLER, I. et al. Homogenization of Microstructure of Castings from Alloy Fe-40at.%Al-Zr-B. In: *Metallography 2013*, v tisku
- [12] JOHNSON, W. A., MEHL, R. F. Reaction Kinetics in Processes of Nucleation and Growth. *Trans. AIME*, 1939, 135, s. 416-442.
- [13] AVRAMI, M. Kinetics of Phase Change. *J. Chem. Phys.*, 1939, 7, s. 1103-1112.
- [14] KOLMOGOROV, A. N. On the Statistical Theory of Metal Crystallization (in Russian). *Izv. Akad. Nauk SSSR Ser. Matem.*, 1937, 3, s. 355-359.
- [15] KRATOCHVÍL, P. et al. Static Recrystallization of Cold Rolled Intermetallic Fe17Al4Cr0.3Zr Alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012, roč. 21, č. 9, s. 1932-1936.

Nová středojevná válcovna v Indii

<http://www.steel-grips.com/index.php/en/articles/46-pr/132-indian-producer-orders-newly-designed-rebar-rolling-mill-from-siemens.html>

Indický výrobce oceli Kalika Steel Alloys Pvt. Ltd. (Kalika Steel) objednal u německé firmy Siemens Metals Technologies dodávku tratě pro válcování armovací oceli. Trať bude postavena v závodě Jalna ve státě Maharashtra. Ročně bude vyrábět 250 000 t tyčí o průměru 8 až 40 mm a délce 9 až 15 m z nízkouhlíkových ocelí. Výchozí sochory pro tuto válcovnu budou mít průřez 130x130 a délku 9 m. Dodávat je bude vlastní ocelárna firmy Kalika Steel, která v indukčních pecích zpracovává houbové železo.

Trať bude mít 18 stolic a chladník o délce 54 m. Měla by jít do provozu koncem r. 2014.

Výstavba tratě byla vyvolána růstem poptávky po armovací oceli, která souvisí s rozvojem stavební činnosti v Indii.

L J

výroba trubek

Děrování kosým válcováním na tříválcové stolici

Cross Roll Piercing on the Three-roll Mill

Ing. Petr Unucka, Ph.D.¹, Ing. Alexandr Arbuz², Ing. Roman Noga¹

¹MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., RMTVC, Pohraniční 693/31, 703 00 Ostrava-Vítkovice, Česká republika

²RSE Karaganda State Industrial University, Faculty of Plastic Metal Working, Republic avenue 30, 101400 Temirtau, Republic of Kazakhstan

K nejstarším způsobům výroby železných trubek patří odlévání. Objev ekonomicky přijatelného způsobu výroby bezešvých ocelových trubek dostatečné délky však nastal až do konce 19. století. Prvá tlustostěnná bezešvá trubka byla vyrobena v srpnu roku 1886 děrováním za tepla v kosé dvouválcové stolici podle patentu bratří Mannesmannových z roku 1885. Po několika letech experimentování se v roce 1890 stejným vynálezci podařilo v Chomutově vyrobit i prvou tenkostěnnou trubku originálním poutnickým způsobem. Děrování kosým válcováním dále rozvíjeli Stiefel, Diescher a další vynálezci. Jejich konstrukční řešení přispěla k zvýšení výkonu stolic, rozměrové přesnosti provalků i k snížení citlivosti na vznik osově dutiny. Původní představy o nezbytnosti vzniku dutiny před trnem vzaly za své s rostoucím podílem trubek z obtížně tvařitelných ocelí. Porušení soudržnosti kovu před děrovacím trnem se ukázalo být hlavní příčinou vzniku vnitřních vad trubek. Proto se další vývoj dvouválcových děrovacích stolic ubíral cestou zvyšování osově složky rychlosti děrování, omezující vliv nepříznivého stavu napjatosti. Zásadní změnu stavu napjatosti přineslo děrování mezi třemi pracovními válci, zavedené v 60. letech. Univerzální válcovací stolice bezešvých trubek postavená v MATERIÁLOVÉM A METALURGICKÉM VÝZKUMU s.r.o. v Ostravě umožňuje kromě dvouválcových technologií děrování a elongace také válcovat ve trojválcovém uspořádání.

Klíčová slova: kosé válcování, kosé děrování, bezešvé trubky, trojválcová stolice.

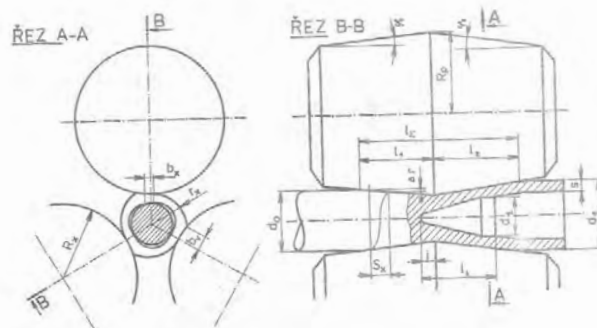
Casting is one of the oldest methods of manufacturing of iron tubes are casting. Economically acceptable method of production of seamless steel tubes of sufficient length was, however, not developed until the late 19th century. The first thick-walled seamless tube was produced in August 1886 by hot piercing on a two-roll mill on the basis of patent of brothers Mannesmann from 1885. After several years of experimentation, in 1890, the same inventors succeeded in Chomutov and produced the first thin-walled tube on original pilgrim mill. Skew rolling was further developed by Stiefel, Diescher and other inventors. Their designs contributed to the increase the mills' power, dimensional precision of rolled products, as well as to reduction of the sensitivity to formation of axial cavity. The original ideas of the necessity of the cavity before the piercing plug were abandoned with the growing proportion of tubes made of steels, forming of which is difficult. Failure of metal cohesion before the piercing plug has proved to be the major cause of internal defects of tubes. Therefore, further development of the two-roll piercing mills was focused on increasing the axial component of piercing velocity, limiting the adverse effects of stress state. A fundamental change of the state of stress was brought by piercing between three working rolls, introduced in the sixties. Universal rolling mill for rolling of seamless tubes built in MATERIAL and METALLURGICAL RESEARCH Ltd. in Ostrava allows apart from two-roll piercing and elongation also rolling in a three-roll assembly. Laboratory experiments of rolling were performed on new equipment namely on the two-roll and three-roll arrangement of the mill. Rolling on the three-roll arrangement was without apparent problems. The resulting pieces confirm higher axial part of piercing velocity given other state of stress in piercing between the three working roll, compared to two-rolls arrangement. The ends of the rolled pieces had form of annular deformation tube.

Key words: skew rolling, cross-piercing process, seamless tubes, three-roll mill.

K nejstarším způsobům výroby železných trubek patří odlévání. V Evropě skutečný rozvoj odlévání nastal až ve století 14. a 15. Odlévání se brzy uplatnilo také při výrobě litinového potrubí. V další vývojové etapě, zahájené koncem 18. st. v Anglii vstupují na scénu ocelové trubky svařované. Zavádění parního pohonu v průmyslu a vývoj parních kotlů se neobešel bez ocelových trubek. Při hromadném používání svařovaných ocelových trubek pro stavbu parních kotlů se však brzy ukázal závažný nedostatek – nízká kvalita a spolehlivost svarového spoje. Problémy s praskáním svarů se objevovaly i u plynových potrubí uložených v zemi. Tlustostěnná bezešvá tělesa byla do té doby vyráběna výhradně pro vojenské účely pracným a nákladným vyvrtáváním. Od roku 1840 lisovali v Anglii z plechu krátká tenkostěnná bezešvá pouzdra se dnem. Objev ekonomicky přijatelného způsobu výroby bezešvých ocelových trubek dostatečné délky však nastal až do konce 19. století. Prvá tlustostěnná bezešvá trubka byla vyrobena v srpnu roku 1886 děrováním za tepla v kosé dvouválcové stolici podle patentu bratří Mannesmannových z roku 1885. Po několika letech experimentování se v roce 1890 stejným vynálezcem podařilo v Chomutově vyrobit i prvou tenkostěnnou trubku originálním poutnickým způsobem. S vynálezem poutnického válcování se změnila požadavky na úlohu děrovací stolice. Nebylo již nutno vyrábět relativně tenkostěnné provalky. Děrování kosým válcováním dále rozvíjeli Stiefel, Diescher a další vynálezci. Jejich konstrukční řešení přispěla k zvýšení výkonu stolic, rozměrové přesnosti provalků i k snížení citlivosti na vznik osově dutiny. Od 60. let 20. století docházelo k dalšímu vývoji Mannesmannovy technologie v důsledku přechodu od válcování trubek z ingotů na válcování z kruhových kontisliktů. Původní představy o nezbytnosti vzniku dutiny před trnem vzaly za své s rostoucím podílem trubek z obtížně tvařitelných ocelí. Porušení soudržnosti kovu před děrovacím trnem se ukázalo být hlavní příčinou vzniku vnitřních vad trubek. Proto se další vývoj dvouválcových děrovacích stolic ubíral cestou zvyšování osově složky rychlosti děrování, omezující vliv nepříznivého stavu napjatosti. Zvyšován byl úhel podávání válců a zlepšovány byly záběrové podmínky. Zásadní změnu stavu napjatosti přineslo děrování mezi třemi pracovními válci, zavedené v 60. letech. Místo dvouválcových děrovacích stolic se začaly používat mimo jiné moderní tříválcové děrovací stolice obr. 1 [1].

Snaha zlepšit jakost dutých polotovarů vyráběných na děrovacích strojích a tím i jakost hotových trubek a možnost použít pro výrobu trubek plynule lité oceli vedla pracovníky firmy Development Engineering Department ve Walsall na staronovou myšlenku použít pro děrování tříválcový děrovací stroj. Po řadě zkoušek, které započaly v roce 1960 na dvou modelových děrovacích strojích, kde byly prováděny experimenty na olověných a voskových provalcích, byla postavena experimentální tříválcová stolice, kde již byly uplatněny poznatky z experimentů na modelových strojích. Během několika let se potvrdilo, že tento způsob děrování

umožňuje snížit vady na vnitřním povrchu trubek, rozšířit sortiment ocelí děrovaných kosým válcováním a pro výrobu trubek použít plynule lité sochory. Na základě příznivých výsledků byl v dubnu 1965 v závodě Desford firmy Tube Investments vyměněn u Asselovy válcovací tratě dvouválcový děrovací stroj za tříválcový od firmy Leswy Robertson Engineering Co. Ltd. Zkušenosti po zavedení nové technologie ukázaly, že vady na vnitřním povrchu se snížily asi o polovinu. Dobrá zkušenost s postavenými provozními i laboratorními tříválcovými stroji i velmi příznivé tolerance tloušťky stěny trubek, kterých je dosahováno při válcování na Asselově válcovací stolici, kde se používá rovněž tři pracovních válců, přispěly k tomu, že se začalo uvažovat o možnosti použití tří pracovních válců i u elongátorů, u hlazení a rozšiřování trubek, kde se dříve pracovalo se dvěma pracovními válci [2].



Obr. 1 Schéma tříválcového uspořádání děrovací stolice [1]
Fig. 1 Principle of three-roll piercing process [1]

Tříválcové stolice pro kosé válcování mohou být klasifikovány podle následujících obecných kritérií.

Podle typu pohonu:

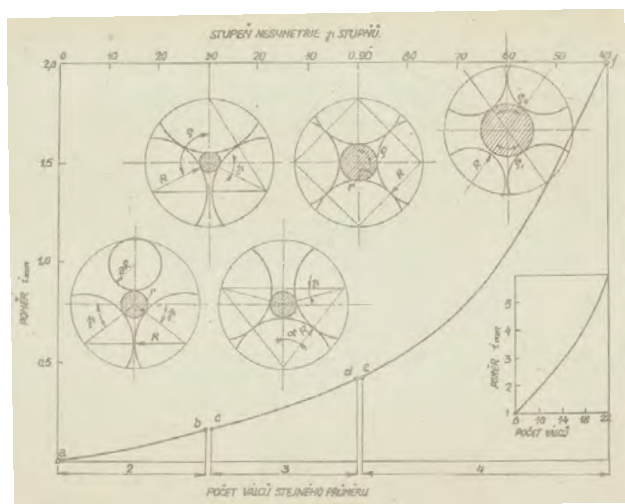
- společný (prostřednictvím pastorku);
- individuální (motory AC a DC).

V posledních letech je upřednostňován individuální pohon každého pracovního válce, což zvyšuje jejich využití.

V závislosti na počtu pracovních válců:

- dvouválcový (dva pracovní hnané válce + opěrný element);
- tříválcový;
- čtyřválcový;
- univerzální.

Válcovací stolice pro kosé válcování mají díky svému geometrickému uspořádání jistá omezení. Jako kvantitativní kritérium tohoto omezení lze využít poměru $i = d_{\text{předvalku}}/D_{\text{válců}}$, tj. poměru průměru děrovaného předvalku $d_{\text{předvalku}}$ k průměru děrovacích válců $D_{\text{válců}}$. Toto kritérium má vlastní technologický smysl neboť charakterizuje výrobní možnosti děrovacího stroje a určuje tím i výrobní sortiment děrovacího stroje. S rostoucí hodnotou poměru i se zvyšuje nerovnoměrnost deformace, tedy u dvouválcových stolic převládá snaha k vedení děrovacího procesu s minimální hodnotou i . Pro tříválcové stolice je poměr $i = 0,15$ až $0,414$ (viz obr. 2) [3].



Obr. 2 Schéma n-válcového uspořádání děrovací stolice [3]
Fig. 2 Principle of n-roll piercing process [3]

U dvouválcových děrovacích stolic je nutné pečlivě seřadit polohu nástrojů (hnané válce - děrovací trn - opěrný element). U tříválcového stroje se symetricky uspořádanými válci tento požadavek mizí, neboť válcování probíhá v jedné ose, která je společná jak pracovním válcům, tak trnu.

U trojválcových stolic je možno úhel sklonu os válců měnit:

- otáčením bubnu (bez možnosti změny úhlu rozválcování);
- prostřednictvím otočné čelní desky (se změnou úhlu rozválcování);
- bez nastavování úhlu sklonu os válců.

Obvykle se úprava provádí otáčením bubnů. Úhel rozválcování zůstává nezměněn, konstantní a vzdálenost mezi válci se zachová. U stolic, kde úhel sklonu os válců se mění otočením jedné čelní desky vůči druhé (pevně), se změnou úhlu sklonu os válců mění úhel rozválcování a vzdálenost mezi válci.

Válcovací stolice lze podle konstrukčního řešení v uložení válců rozdělit následovně:

- se stojanem bez regulace úhlů sklonu os válců a úhlu rozválcování;
- se stojanem bubnového typu;
- stolice s otočnou čelní deskou (nosný otočný kotouč);
- univerzální stolice kosého válcování;
- stolice se systémem nastavení regulovatelným diskem s otvory ve tvaru částí evolventní spirály;
- stolice s klínovým mechanismem regulace polohy válců.

Systémy synchronizace nastavení stolic mohou být:

- 1) mechanické, se skupinovým pohonem. Prakticky jde o několik ozubených kol a převodové hřídele. Jejich použití značně komplikuje konstrukci a to i v případech rekonstrukce stávajících zařízení.

- 2) hydraulické kde systémy synchronizace regulace předválců poskytuje přesné a nezkrácené pozice válců od osy válcování. Nicméně se všemi výhodami mají i všechny nevýhody hydraulických systémů, což ohraničuje oblast jejich využití.

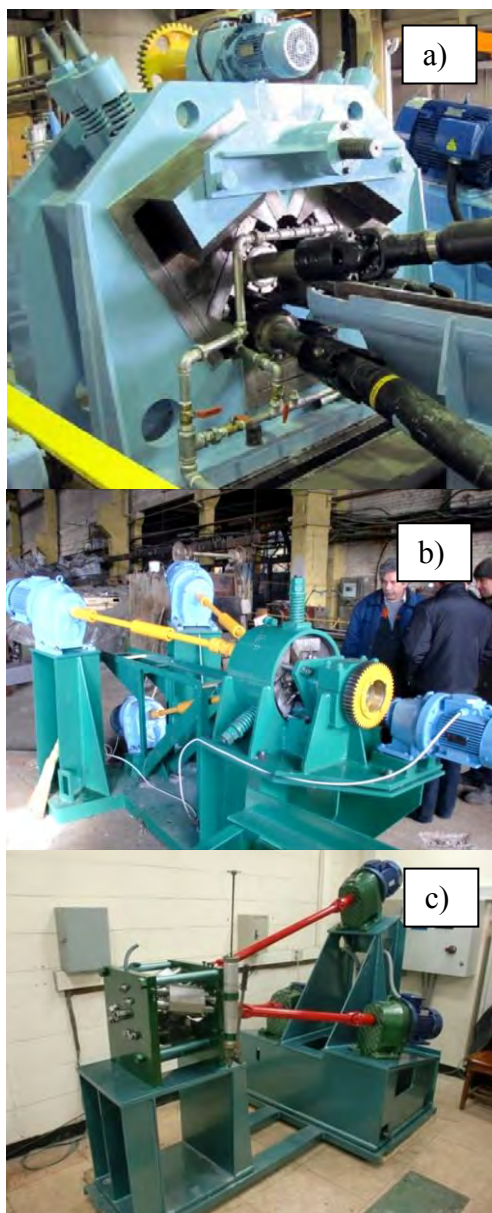
- 3) elektronické řídicí systémy. Takovýto systém je možné použít v případě individuálního elektropohonu regulujícího šroubu pro každý válec. V současné době cena elektronických systémů rychle klesá a zároveň rostou její výkonové parametry a možnosti. V některých případech, mohou být tři elektromotory řízené jednoduchým regulátorem jednodušším a levnějším systémem než drahé, složité vyráběné konstrukční prvky. Snížení počtu mechanických spojů současně zjednoduší údržbu, čímž se snižuje pravděpodobnost mechanické poruchy, a to s ohledem na spolehlivost moderní elektroniky je výhoda oproti čistě mechanickým zařízením pro nastavování válců stolice.

Příklady laboratorních válcovacích stolic různých konstrukčních řešení se třemi pracovními válci jsou uvedeny na obr. 3.

Operace prodlužování vyděrovaného dutého polotovaru kosým válcováním je prováděna na různých tratích vyrábějících bezešvé trubky – Asselova válcovna, válcovna se stolicí tlačného děrování, protlačovna, válcovna s děrovacím lisem a poutnickými stolicemi apod. Poněvadž jednotlivé výrobní technologie kladou různé požadavky na rozměry či jakost dále zpracovávaných elongovaných dutých polotovarů, existují různá konstrukční řešení elongátorů, kdy k pracovním válcům je přiřazeno vodící nářadí – vodítka, opěrné válce, vodící kotouče. Zároveň se používá několik variant elongovacích trnů v různém kalibračním provedení. Na základě experimentálního válcování bylo zjištěno, že elongováním na tříválcovém stroji lze dosáhnout užšího rozsahu úchylek tloušťek stěn elongovaných trubek. Dále byly zjištěny lepší podmínky záběru a doválcování a také zkrácení doby elongování ve srovnání s dvouválcovým elongátorem [4].

Tři pracovních válců se rovněž používá při válcování na Asselově válcovací stolici. V roce 1932 pracovník americké firmy The Timken Roller Bearing Co. Walter J. Assel usiloval o zlepšení jakosti povrchu a rozměrové přesnosti trubek ze Stiefflovy tratě sloučením funkce automatika a hladicí stolice do jedné tvářecí operace. Byla tak vyvinuta nová stolice se třemi kose uloženými válci, opatřenými speciální kalibrací – Asselův elongátor. Je to základní zařízení tzv. Asselovy válcovny, která se skládá z karuselové ohřívací pece, kosé, obvykle dvouválcové děrovací stolice, elongátoru, krokové dohřívací pece, několikastojanové kalibrovny, dvouválcové kalibrovny a chladicího lože. První Asselova válcovna zahájila provoz u firmy Timken ve Wooster již v roce 1935. V roce 1946 byl Asselův

elongátor postaven ve firmě National Tube Co. V Gary (USA) a počátkem 50. let kromě dalších tří tratí v USA byla tato technologie rozšířena do Evropy (T. I. Desford



Obr. 3 Příklady různých konstrukčních řešení trojválcových laboratorních zařízení:

- a) Setang Steel, Jižní Korea
- b) Politechnika Czestochowska
- c) Moskevský institut oceli a slitin

Fig. 3 Examples of several designs of three-roll mills.

- a) Setang Steel, South Korea
- b) Politechnika Czestochowska
- c) Moscow Institute of Steel and Alloys

GBR, Rusko, Německo, Švédsko, Francie, Itálie a Japonsko). Později vznikla takováto válcovna také v VTŽ Chomutov [5].

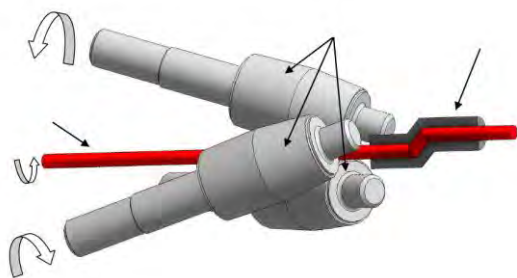
Následnou inovací v oblasti tříválcového elongování byla tzv. planetová stolice kosého válcování, označovaná jako PSW a vyvinutá v německém Schloemann-Siemag AG. Jde o tříválcový planetový elongátor, který zachovává všechny přednosti Asselova elongátoru a rozšiřuje je o schopnost výroby

tenkostěnných trubek. Trubka vystupující z planetového elongátoru se neotáčí, a lze ji proto současně válcovat v navazující redukčně, aniž by byl nutný dohřev. Hlavní předností je vyrábět nestandartní rozměry ve velmi úzkých rozměrových úchylnkách. Asselovy válcovny vyrábějí poměrně tlustostěnné trubky o průměru 50 až 250 mm, v délkách do 10 m s tloušťkou stěny danou poměrem D/t (průměr/tloušťka stěny trubky) = 1 až 10, s tolerancí stěny $\pm 5\%$ [5].

Kalibrací a nastavením děrovacího trnu je ovlivněna technologie procesu děrování kosým válcováním. Vliv děrovacího trnu se projeví na energosilových veličinách děrování a může také ovlivnit jakost děrovaných předválců, a to jak po stránce materiálové, tak i rozměrové. Průměr děrovacího trnu se volí podle požadovaného vnitřního průměru předválcu. Průměr děrovacího trnu ovlivňuje především rozměr předválcu po děrování a celkovou deformaci tvářeného kovu při děrování. Tvar děrovacího trnu, daný kalibrací, která musí být přizpůsobena kalibraci válců nebo opačně, ovlivňuje průběh deformace po délce pásma deformace a také rozměrovou jakost předválcu. Nastavení polohy děrovacího trnu v mezeře mezi válci ovlivňuje materiálovou jakost předválcu, průběh deformace tvářeného kovu po délce pásma deformace a také rozměr výválcu. Z rozsáhlé experimentální činnosti bylo zjištěno, že hodnoty koeficientů tangenciálního a osového skluzu byly ve všech případech větší při děrování na tříválcovém děrovacím stroji. Zvláště významně se to projevilo u osového skluzu. Tento příznivý vliv tříválcového uspořádání na kinetiku děrování je jednou z předností tohoto typu děrovacích strojů, která se projevuje nejen ve zvýšení rychlosti děrování, ale také na zlepšení jakosti předválců. Hodnoty energosilových veličin byly u tříválcového stroje vždy vyšší. Tato skutečnost souvisí s větším prodloužením děrovaného materiálu, právě díky jeho většímu osovému posuvu za jeden pracovní cyklus a tím zvětšení jednotlivých dílčích úběrů [6].

Využití tříválcových stolic je nadále v procesu vývoje, jak dokazuje výzkum v oblasti jejich využití pro technologie umožňující získat ve tvářeném kusu ultrajemnou mikrostrukturu pomocí intenzivní plastické deformace (obr. 4) [7]. Kombinace kosého válcování a metody protlačování ECAP (Equal Channel Angular Pressing) umožňuje realizaci napětově-deformačního stavu s intenzivním přesunem povrchových vrstev materiálu u kosého válcování v prvním technologickém kroku a integraci intenzivní smykové deformace úhlovým protlačením s torzí v druhé části technologického procesu. Tyto procesy vytvářejí velmi dobré podmínky pro tvorbu ultrajemnozrné mikrostruktury ve vzorku kruhového průřezu neomezené délky. Realizace a uvedení tohoto procesu a jeho průmyslové použití umožní získat vysoce kvalitní kruhové tyče pomocí kontinuálního protlačování. Přechod mezi tvarově různými profily je možno řešit výměnou protlačovací matrice a vzdáleností mezi válci, což je rychlejší a jednodušší než měnit kalibry válců. To

je právě vhodné pro maloobjemovou výrobu, kde jsou běžné časté změny válcovaného sortimentu [7].



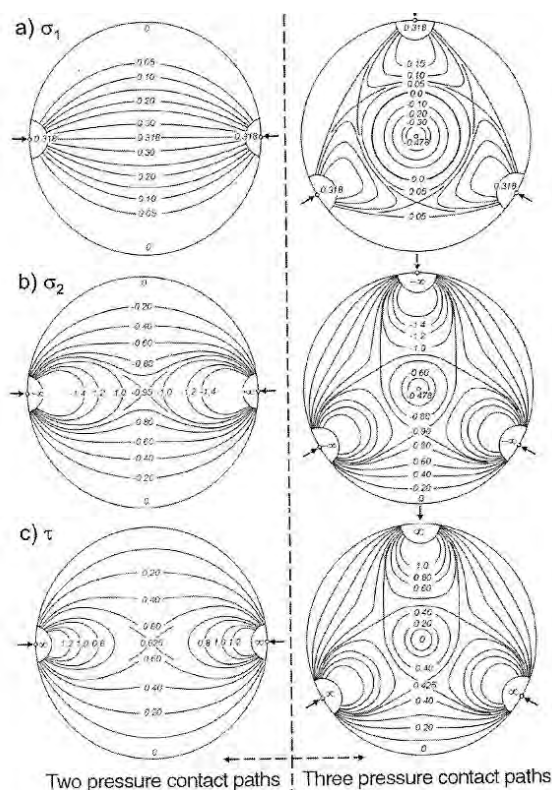
1 – Conic rolls; 2 – stepped ECAP matrix; 3 – bar.

Obr. 4 Schéma kombinovaného procesu kosého válcování a ECAP [7]
Fig. 4 Scheme of combined process of skew rolling & ECAP [7]

Napjatost v průběhu děrovacího procesu

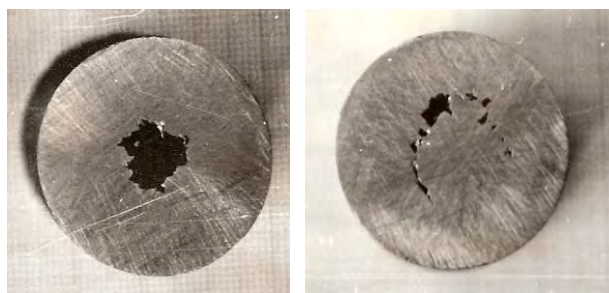
Tříválcový děrovací stroj je nejstarším zdokonalením děrovacího pochodu. Tento stroj má tři pracovní (hnané) válce stejné velikosti uspořádané v úhlu 120°. Tvářecí proces zde probíhá na rozdíl od dvouválcového procesu, takže ve středu děrovaného materiálu nevznikají střídavá tlaková a tahová napětí, která jsou příčinou vzniku dutiny, ale jsou nahrazena obvodovými napětími. Toto zařízení se může proto použít pro děrování předlitků kruhového průřezu i sochorů z hůře tvaritelných ocelí. Má výhodu především v lepší povrchové kvalitě vnitřního povrchu vyděrovaných kusů, což je dáno příznivým stavem napjatosti ve středové části vývalku [8].

W. Lohmann se pokusil určit napěťový stav generovaný ve válcovaném materiálu na válci zatíženém externími silami (obr. 5). Jeho výpočet se zakládá na předpokladu rozložení čistě elastického napětí. Takto interpretované idealizované rotační válcování trubek pro dva a tři pracovní válce jsou systémy, v kterých síly jsou aplikovány přes dva, resp. tři kontaktní tlaková místa bez ovlivnění děrovacím trnem. Znázorněné izočáry ve stejném měřítku odpovídají dvěma hlavním napětím a maximálnímu smykovému napětí. Numerické hodnoty z obr. 5 je nutno vynásobit koeficientem $F/(a \cdot L)$ pro stanovení teoretických hodnot napětí. Zde je F působící síla [N], a poloměr válce [mm] a L délka kontaktního místa tlaku [mm]. Podle Lohmanna dvojsoý tlak generuje maximální tahové pnutí σ_1 ve středu materiálu. Tahové napětí běží kolmo ke směru vnější aplikované síly. Ve směru paralelně podél spojnice mezi body působení vnějších sil a v kolmém příčném směru vzhledem k ose - sekundární principiální napětí - vykazuje velmi rozdílné velikosti tlaků. Z toho lze vyvodit, že povrch vývalku je vystaven konstantním tahovým a tlakovým pnutím, přičemž ve vnějších vrstvách dochází v důsledku otáčení sochorů k cyklické změně zatěžování. Dobře známý efekt samo-vystřednění děrovacího trnu, který tak vede k dobré soustřednosti při výrobě dutiny při rotačním děrování, může být vysvětlen právě na základě modelu rozložení napětí na obr. 4 [9].



Obr. 5 Isolinie hlavních a smykových napětí, podle Lohmanna [9]
Fig. 5 Isolines of the principal and shear stresses, after Lohmann [9]

Při aplikaci výsledků práce Lohmanna pro silové působení ve dvou rozdílných kontaktních tlakových místech, se při aplikaci na příčné válcování z plného materiálu ukazuje, že dvouválcová děrovací stolice nejen podporuje tok materiálu v příčném a podélném směru, ale také způsobuje, že materiál ztrácí soudržnost a dochází k tvorbě vnitřní středové dutiny (Mannesmannův efekt při příčném válcování). Lohmannovy výpočty týkající se sil při trojbodovém tlakovém působení odhalily, že ve středové oblasti vývalku vznikají tlaková napětí a smykové napětí ve středu je nulové (viz obr. 5, pravý sloupec). Pouze ve vnějších oblastech vývalku a částečně blízkém okolí oblastí působení síly se tahová napětí znovu objevují. V případě aplikace na rotační válcování trubek na tříválcových děrovacích strojích se ukazuje, že žádný Mannesmannův efekt by neměl nastat. Na základě experimentů na tříválcovém děrovacím stroji vypočetli Pejčoch a Snášel [10], že s větším stupněm deformace se tahová pnutí mohou objevovat v materiálu při tříválcovém procesu děrování, přičemž dosahují maxima v 1/3 a 2/3 poloměru kusu. Autoři zjistili, že počet válců, a tím i počet stykových ploch, kde působí tlakové síly, mají dominantní vliv na velikost kritické deformace, která vede k tvorbě dutiny. V testu děrovatelnosti bez děrovací tyče v případě dvouválcového tvářecího procesu byl detekován rozsah kritické deformace, tj. začátek tvorby dutiny ve středové oblasti při 8 – 15% redukci průměru, zatímco pro tříválcový proces nebylo tvorby dutiny dosaženo ani při 25 – 30% deformaci.



Obr. 6 Tvorba dutiny v předvalku podle [11]
a) Dutina v předvalku válcované na 2-válcové stolici
b) Dutina v předvalku válcované na 3-válcové stolici

Fig. 6 Creation of cavity in billet according to [11]
a) Cavity in billet rolled on two-roll mill
b) Cavity in billet rolled on three-roll mill

Tříválcový proces děrování má především výrazně odlišný stav napjatosti před špičkou děrovacího trnu. Typickým případem je přítomnost tlakových pnutí ve středové části provalku. Nebezpečí předčasného vzniku dutiny před špičkou trnu je minimální, a to i při válcování sochorů z vysokolegovaných či obtížně tvaritelných ocelí. Podle ruských výsledků je tento pochod např. velmi vhodný pro děrování kontinuálně lité vsázky a také austenitických a feritických nerezavějících ocelí. Hodnoty tzv. kritického stlačení, při děrování kosým válcováním, které již vyvolá porušení soudržnosti ve středu předvalku, byly u dvouválcové stolice zjištěny v širokém rozmezí hodnot (7,6 až 21,6 %) odpovídající rozsahu reálných podmínek a skutečných stlačení děrovaných kusů u běžných provozních dvouválcových stolic. Potvrzuje to nebezpečí předčasného vzniku dutiny v osové části provalku ještě před špičkou děrovacího trnu a tím i zvýšené pravděpodobnosti výskytu vnitřních vad ve vyděrovaných kusech. U tříválcové stolice byly hodnoty kritického stlačení vyšší než 23 %, což potvrzuje, že předčasná tvorba dutiny je u této technologie nepravděpodobná. Vytváří to tedy příznivé podmínky pro využití tohoto zařízení pro zpracování obtížně tvaritelných ocelí. Děrování na tříválcových stolicích je zároveň charakterizováno menším skluzem provalku ve válcích, vyšší rychlostí děrování, vysokou jakostí vnějšího a vnitřního povrchu vývalku. Za předpokladu přesného vedení provalku a trnové tyče lze dosáhnout i vysoké centricity dutiny a úzkých odchylek tloušťky stěny vývalku. Děrování se vyznačuje také nižší energetickou náročností, zvýšením výtěžku válcování a jakosti trubek. Z nepříznivých činitelů lze upozornit na mnohem vyšší nároky na jakost nástrojů, zejména trnů. Jejich životnost může ovlivnit využitelnost i ekonomii celého procesu. Typickou vadou je poškození vnitřního povrchu materiálem z děrovaného kusu nalepeným na děrovací trn. Rozměrový sortiment zpracovávaný na tříválcových strojích se pohybuje v rozmezí $\varnothing$ 76 – 180 mm, při dosahovaném poměru průměru vývalku k tloušťce stěny $D/t = 4$ až 8. Hodnoty tohoto poměru dosahované na tříválcových elongátorech pak jsou 4 až 12. Při překročení mezních poměrů D/t se i u děrovaných kusů vyskytuje typická deformace konců, tzv. triangulace. To narušuje plynulost chodu tratě. V

závislosti na seřízení tratě a použitých nástrojů se může objevit i nepříznivé zkrucování provalku. Z těchto důvodů vyžaduje válcování vysokolegovaných ocelí úpravy kalibrace válců [12].

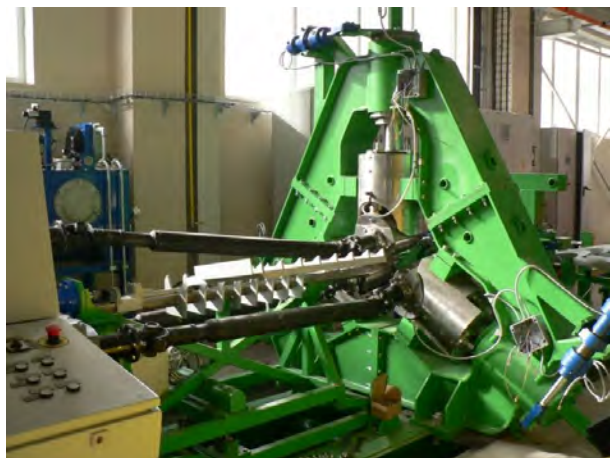
Při děrování na dvouválcové stolici charakteristický vliv tahových napětí v ose provalku způsobuje samočinné středění trnu. Při válcování na stolici tříválcové se ve středu provalku vyskytuje pásmo příčných tlakových napětí a tahová napětí se vyskytují v mezikružích při vnějším okraji provalku. Výsledkem je nestabilní rovnováha trnu ve vstupním kuželu a jeho snaha vychýlit se směrem k okrajovým vrstvám zeslabeným působením tahových napětí. Proto je různostěnnost ovlivněna polohou pásma a tahovými napětími. Zvýšení úhlu sklonu válců (podání) vede k přesunu tohoto pásma do středové oblasti provalku a k vyšší stabilitě trnu. Je však spojena se zvýšením tlaku na trn, a vzniká tak nebezpečí kritického zatížení trnové tyče. Zvýšením úhlu podávání v rozmezí 10 – 16 ° se u trubek se stejným poměrem D/t snížila různostěnnost o 5 – 10 %. Při děrování kosým válcováním na tříválcové děrovací stolici lze získat tlustostěnné předvalky s různostěnností 10 % při zajištění dostatečné tuhosti systému provalek-trn-trnová tyč a 2 až 3násobné rezervě stability trnové tyče na délce rovnající se délce provalku. Děrování se doporučuje provádět při úhlech podání větších, tj. 14 – 16° [13].

Zařízení pro laboratorní trojválcové kosé válcování

Na katedře tváření kovů hutnické fakulty Vysoké školy báňské v Ostravě existovala až do 90. let 20. století tzv. univerzální laboratorní tříválcová stolice pro kosé válcování, která mohla pracovat jako děrovací stroj, Asselova válcovací stolice, elongátor, hladicí stroj a částečně jako rozšiřovací stroj. Byla přizpůsobena pro válcování olova, hliníku, plastelíny, vosků za studena i pro válcování oceli, lehkých kovů i jiných neželezných kovů za tepla. Charakteristiky stolice byly následující: pohon stejnosměrný elektromotor o napětí 500 V, výkon 29,5 kW, frekvence otáček 500 – 1500 min⁻¹, převodová skříň 1:12, průměr pracovních válců 130 – 170 mm, otáčky válců 40 – 250 min⁻¹, sklon os válců v rozsahu 0 – 10° (15°), průměr vsázky 30 – 60 mm, max. délka vstupního materiálu 300 mm a maximální délka vývalku 600 mm. Pracovní válce byly uloženy ve stavitelných ložiskových tělesech, která byla vzhledem k ose válcování rovnoměrně uložena po 120° v nosných otočných kotoučích [14].

Další zařízení pracující v německé Riese [15] umožňuje provádět technologii tříválcového děrování, prodlužování, Asselovu elongaci a příčné válcování plného materiálu a výděrků. Díky dlouhodobému výzkumu a vývoji technologie je možno válcovat trubky o poměru $D/t > 17,5$ s velmi dobrou vnitřní a vnější povrchovou kvalitou pro kontinuálně lité předvalky. Výstřednost dosahuje hodnoty 1,0 až 2,1 % a ovalita hodnoty 0,1 až 0,3 %.

Nové moderní laboratorní zařízení, které je označováno jako „univerzální válcovací stolice bezešvých trubek“, bylo uvedeno do provozu ve společnosti MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o v roce 2013. Základní technické parametry jsou následující: úhel sklonu os válců 0 až 14°, úhel rozválcování $\pm 7,5^\circ$, přitlačná síla válce max. 300 kN, průměr pracovních válců 240 mm při délce 250 mm. Hlavní pohon zabezpečují tři asynchronní elektromotory s příkonem 37 kW opatřené frekvenčním měničem. Otáčky pracovních válců jsou 0 až 180 min⁻¹. Rozměry vstupního materiálu jsou Ø 50 až 65 mm, délky 200 až 400 mm. V ohřívací peci je možno provádět řízený ohřev podle předem zadané křivky max. do teploty 1350 °C. Ohřev je možno provádět pod ochrannou atmosférou N₂. Manipulace mezi ohřívací pecí a hydraulickým podavačem se provádí manuálně. Válcovaný materiál je po průchodu mezi válci veden vodicími válečky (tři trojice válečků za sebou). Po ukončení tváření se otevře opěrné ložisko děrovací tyče a ta i s kusem je položena na válečky dopravníku. Válečkový dopravník vyjede nad vyhazovač, který válcovaný materiál i trnem vyhodí na chladicí rošt, kde se trnová tyč ručně vytáhne a dá chladit. Činnost samotné stolice je ovládána z řídicího pultu. Výběhová část má vlastní ovládací pult ustavený na otočném sloupku (obr. 7).



Obr. 7 Univerzální válcovací stolice bezešvých trubek ve tříválcovém sestavení

Fig. 7 Universal rolling mill for production of seamless tubes on the three-roll arrangement

Experimenty

S cílem ověření teoretických poznatků o procesech děrování na tříválcové stolici bylo provedeno experimentální válcování na univerzální válcovací stolici bezešvých trubek v tříválcové sestavě ve společnosti MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o. v Ostravě (MMV). Současně byl proces porovnán s procesem dvojválcového kosého válcování.

Dvojválcová sestava - 2V

Experimenty na 2V stolici byly provedeny na vstupní vsázce o rozměrech Ø 60-200 mm z oceli C10

z válcovaných tyčí, teplota ohřevu byla 1320 °C s výdrží na teplotě 1 hod., úhel sklonu os válců 5°, úhel rozválcování 0° a obvodová rychlost válců 1,2 ms⁻¹. Děrovací trn měl Ø 35 mm. Poloha děrovacího trnu byla volena tak, že špička trnu byla 40 % před rovinou válcování.

Trojválcová sestava - 3V

Vstupní vsázka měla rozměry Ø 60-200 mm z oceli C10, teplota ohřevu byla 1320 °C s výdrží na teplotě 1 hod., úhel sklonu os válců 5°, úhel rozválcování 0°, obvodová rychlost 1,2 ms⁻¹.

Elongace na 3V - E

Jako vstupní vsázka posloužil vyděrovaný kus z oceli C10 po děrování na dvouválcové stolici, u nějž byla upravena délka na rozměr Ø 60/10-250 mm. Teplota ohřevu byla 1250°C s výdrží 20 min., úhel sklonu os válců 7°, úhel rozválcování 0°, obvodová rychlost 1,38 ms⁻¹, poloha děrovacího trnu byla nastavena tak, že 40 % křivkové části trnu bylo před rovinou průchodu.

Získané vývalky jsou zdokumentovány na obr. 8. Příklady výsledných rozměrů pro konkrétní vyválcované kusy vyrobené jednotlivými technologiemi jsou uvedeny v tab. 1. Technologie dvouválcového kosého válcování je označena 2V, tříválcové kosé válcování 3V a elongace E, přičemž rozměry válcovaných kusů jsou označeny následovně: Z – průměr začátku vývalku, touto stranou vstupoval předvalk do válcovací mezery, K – průměr konce vývalku, poslední válcovaná část, S – stěna dutého vývalku, λ - prodloužení.

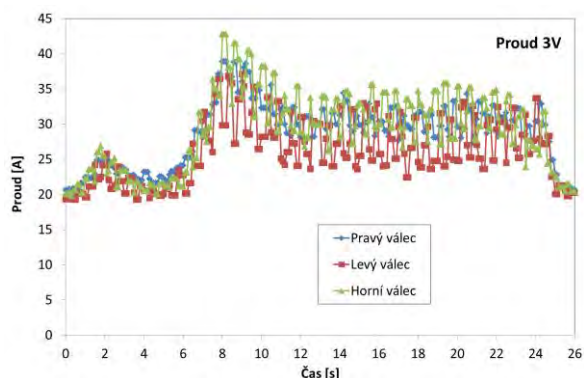


Obr. 8 Vývalky po válcování ve dvou a tří válcové sestavě
Fig. 8 Rolled products after rolling on two- and three-roll arrangement

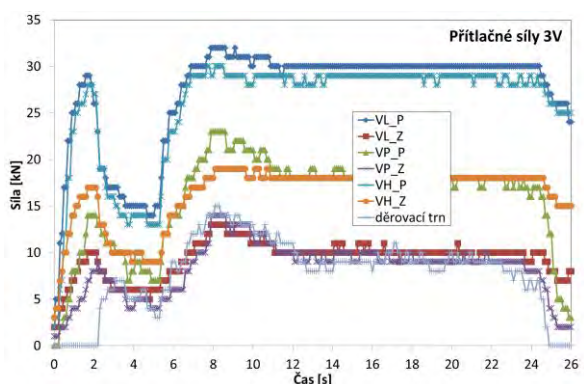
Na obr. 9 a 10 jsou uvedeny závislosti sil působících na jednotlivé válce a také na děrovací trn v průběhu děrování na tříválcové stolici. Proces je charakterizovaný dvěma etapami, kdy po prvotním záběru dochází k poklesu zátěžových charakteristik, které následně opět rostou, a asi od poloviny času válcování se již dále výrazně nemění. Axiální síla na děrovací trn opisuje zatížení na levém válci, ale její nástup je posunut. Její průběh je charakteristický pro oblast první části pásma deformace při válcování.

Tab. 1 Vstupní a konečné rozměry válcovaných kusů
Tab. 1 Initial and final dimensions of the rolled pieces

Rozměry vývalků podle technologie		Rozměr [mm]	Směrodatná odchylka
2V			
vstupní rozměry	-	60,00	-
výstupní rozměry	Z	56,88	0,04
	Z-S	9,68	0,40
	K	61,38	0,04
	K-S	11,00	0,11
	λ	1,75	-
3V			
vstupní rozměry	-	60	-
výstupní rozměry	Z	58,88	0,14
	Z-S	11,16	0,07
	K	57,71	0,24
	K-S	11,71	0,93
	λ	1,79	-
E			
vstupní rozměry	-	60	-
výstupní rozměry	S	10	-
	Z	52,95	0,07
	Z-S	8,78	0,13
	K	54,71	0,10
	K-S	9,11	0,29
	λ	1,18	-



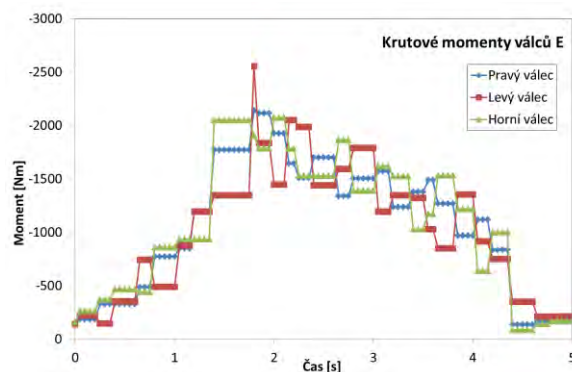
Obr. 9 Proud na pohonech jednotlivých pracovních válců
Fig. 9 Electric currents on drives of individual work rolls



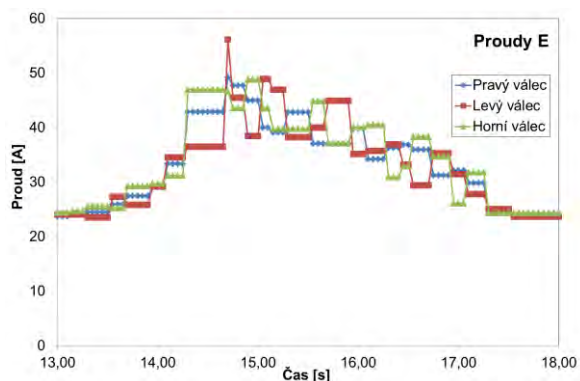
Obr. 10 Síly působící na válce při děrování, VL-levý válec, VP, pravý válec, VH-horní válec, _P je na vstupu do stolice a _Z výstup ze stolice

Fig. 10 The forces applied to rolls at piercing process, VL-left cylinder, VP-right cylinder, VH-upper cylinder, _P is input into the mill and _Z is output from the mill

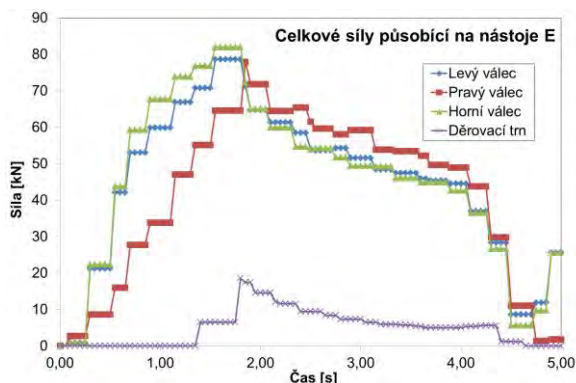
Válcovací momenty, proudy a celkové síly na válcích na obr. 11 až 13 byly získány při elongaci na tříválcové stolici. Průběh tohoto procesu je jiný než u děrování a je charakteristický jedním maximem.



Obr. 11 Momenty na pracovních válcích
Fig. 11 Torques on work rolls



Obr. 12 Proud na pohonech jednotlivých pracovních válců
Fig. 12 Electric currents on drives of individual work rolls



Obr. 13 Celkové síly působící na válce a na děrovací trn
Fig. 13 Total forces to the rolls and piercing plug

Závěr

Na novém laboratorním zařízení bylo prováděno experimentální válcování jak při dvouválcovém [16 a 17], tak při tříválcovém uspořádání děrovacího stroje. Válcování u tříválcového uspořádání proběhlo bez zjevných problémů. Výsledné vyděrované kusy potvrzují vyšší osové složky rychlosti děrování dané jiným stavem napjatosti při děrování mezi třemi pracovními válci oproti dvouválcovému uspořádání (obr. 14). Na koncích vyděrovaných kusů se projevila

prstencovitá deformace trubek (obr. 14-e). Chování tříválcové stolice zjištěné při experimentech bylo sledováno také u jiných zařízení tohoto typu a je zřejmé, že laboratorní zařízení na MMV bude moci být využíváno pro fyzikální modelování procesů při kosém

válcování na tříválcových strojích, s omezením především v maximální hodnotě úhlu sklonu os válců (14°). Do budoucna bude nutno ověřit možnosti využití tohoto zařízení i pro další technologie axiálního válcování s třemi hnanými válci.



a) Vývalek z 2V procesu
a) Rolled product from 2V process



b) Vývalek z 3V procesu
b) Rolled product from 3V process



c) Elongovaný vývalek z 3V procesu
c) Elongated rolled product from 3V process



d) Koncová část vývalku z 2V procesu
d) End part of the rolled product from 2V process



e) Koncová část vývalku z 3V procesu
e) End part of the rolled product from 3V process



f) Zdeformovaná koncová část vývalku z 3V procesu (tzv. triangulace)
f) Deformed end part of the rolled product from 3V process (so called triangulation)

Obr. 14 Srovnání vývalků ze dvou a tříválcové stolice
Fig. 14 Comparison of rolled pieces from two and three-rolls mill

Tato práce vznikla při řešení projektu č. CZ.1.05/2.1.00/01.0040 „Regionální materiálově technologické výzkumné centrum“, v rámci Operačního programu Výzkum a vývoj pro inovace, financovaného ze strukturálních fondů EU a ze státního rozpočtu ČR.

Literatura

- [1] ZELA, L.: Komentovaná literární rešerše. Frýdek-Místek, 2010.
- [2] SNÁŠEL, M., ŠELONK, B.: Universální laboratorní tříválcová stolice pro kosé válcování. Ocelové trubky, XXI, no. 3, 1973, s. 149-161
- [3] STÝBLO, K.: Některé teoretické otázky děrování na víceválcových stolicích. Ocelové trubky, XXII, č. 6, 1975, s. 223-245.
- [4] SNÁŠEL, M., ŠLOSEK, J., STÁREK, J., VALÁŠEK, P.: Vliv technologických činitelů prodlužování dutých polotovarů kosým válcováním na toleranci tloušťky stěny elongovaných trub. Ocelové trubky, XXXII, č. 5, 1985, s. 537-545.
- [5] DRBOUT, J.: Nová válcovna bezešvých trubek ve VTŽ Chomutov. HUTNÍK, č.5, vol. 34, 1984, pp. 182-187. Vývoj a rozšíření technologie výroby trubek na Asselově válcovně
- [6] SNÁŠEL, M., ŠELONK, B.: Kinetika a energosilové veličiny při děrování kosým válcováním. Hutnické listy 1977, č. 4, p. 260-264.
- [7] NAIZABEKOV, A., LEZHNEV, S., ARBUZ, A.: Combined Process of Helical Rolling with Equal-Channel Angular Pressing. Metal 2013, Brno.
- [8] BLAŽEK, V.: Nové technologie a zařízení pro výrobu bezešvých trubek. HUTNÍK, č. 8-9, 1984, vol. 34., pp. 299-304.]
- [9] LOHMANN, W., GRUNER, P.: Das Walzen von Hohlkörpern und das Kalibrieren von Werkzeugen zur Herstellung nahtloser Rohre. Springer-Verlag, Berlin/Göttingen/Heidelberg, 1959, pp.218-300.
- [10] PEJČOCH, O., SNÁŠEL, M.: Neue Hutte 23 (1978) 4, pp. 126-128.
- [11] BEMBENEK, Z., PEJČOCH, O., SNÁŠEL, M., VALÁŠEK P., WOZNIAK, J.: Využití tříválcového děrovacího stroje ke zpracování vybraných jakostí oceli na trubky pro dodávky do SSSR. Závěrečná zpráv dílčí etapy úkolu č. P-06-123-045-00-02. VÚHŽ, Dobruška, 1976.
- [12] BEMBENEK, Z., STÁREK, J., STANĚK, B., PETRUŽELKA, J.: Modernizace technologií výroby bezešvých trubek. HUTNÍK, č. 11, 1980, vol. 30. Pp. 418-424.
- [13] POTAPOV, I., N., a kol.: Rozměrová přesnost tlustostěnných trubkovitých předválců děrovaných na tříválcové děrovací stolici. Izvestija VUZ ČM 1975, č.5, str. 84-87. Ocelové trubky, XXII, č. 5, 1975,214-215.

[14] SNÁŠEL, M., ŠELONK, B.: Universální laboratorní trválcová stolice pro kosé válcování. Ocelové trubky, XXI, no. 3, 1973, s. 149-161.

[15] GERLACH, F., RUDATUS, D.: Unique Capabilities and Results of Research & Development in the Areas of Cross-roll Piercing & Assel Elongating.

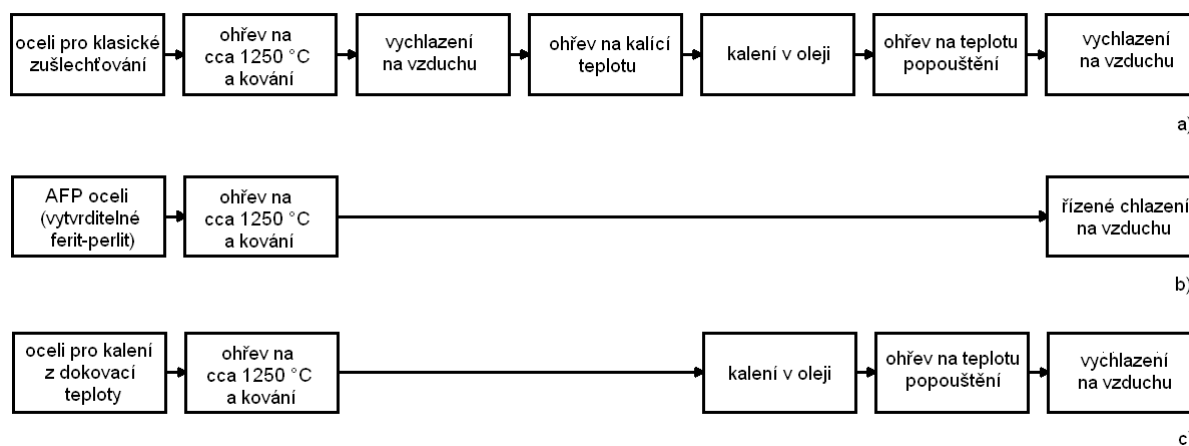
[16] UNUCKA, P., NOGA, R.: Physical Modelling of Seamless Tubes Producing. METAL 2013, Conference proceedings, Tanger Ltd., Brno. p. 49.

[17] UNUCKA, P., NOGA, R., PERNA, T., VINDYŠ, M.: Physical and numerical modelling of tube piercing processes. SteelSIM Conference, 2013, Ostrava.

Kalení z dokovací teploty

J. ARNDT, O. WEHMING.: Vergüten aus der Schmiedehitze. SchmiedeJOURNAL. März 2013, s. 64 a 65.

Běžný postup výroby součástí z kalitelných ocelí obsahuje ohřev na tvářecí teplotu, například na 12050 °C, vlastní kování a nekontrolované ochlazení volně na vzduchu nebo v bedně s ostatními výkovky. Pak následuje kalení a popouštění. Již delší dobu se využívá řízené ochlazování ocelí, u nichž probíhá precipitační vytvrzování. Jde především o mikrolegované oceli. Výkovky z nich se po dokování volně ochlazují na vzduchu, případně se rychlost ochlazování zvyšuje pomocí ventilátoru. Tepelné zpracování odpadá. Pevnostní vlastnosti jsou jen o málo nižší než u zušlechťovaných ocelí, plastické vlastnosti jsou však o dost horší. Jelikož pro některé účely jsou tyto vlastnosti nepřijatelné, věnuje se pozornost kalení z dokovací teploty. Ušetří se při něm náklady na ohřev na austenitizační teplotu, zůstává však popouštění. Schematicky jsou tyto postupy znázorněny na obr. 1.



Obr. 1 Schéma různých případů tepelného zpracování při kování. a) klasické zušlechťování, b) řízené vychlazování vytvrditelných feriticko-perlitických ocelí, c) kalení z dokovací teploty

Kalení z dokovací teploty bylo pokusně zkoušeno na dvou typech reálných výkovků. Jeden byl z oceli 42CrMo4, druhý z oceli 38MnB5. V obou případech se na výkovcích objevily kalicí trhliny. Jejich množství záviselo na teplotě dokování. Proto byla použita vyrovnávací pec, kterou procházely výkovky před kalením. Výkovky z oceli 42CrMo4 byly bez trhlín a dosahovaly všechny požadované mechanické vlastnosti. Naproti tomu u výkovků z oceli 38MnB5 se množství kalicích trhlín výrazně snížilo a výkovky měly dostatečné pevnostní vlastnosti, avšak vrubová houževnatost byla pouze 8 J, místo požadovaných 30 J. Po zařazení popouštění se vrubová houževnatost u druhého typu výkovků zvýšila na 25 J a část výkovků bylo nutné vyřadit kvůli povrchovým trhlinám.

Na pokusech se podílelo několik německých kováren a dalších organizací.

L J

materiálové inženýrství

Zkušenosti s hodnocením tranzitního chování ocelí z výsledků penetračních testů

Experience with Evaluation of Transition Behaviour of Steels from the Results of Penetration Tests

prof. Ing. Karel Matocha, CSc.¹, Ing. Ladislav Kander, Ph.D.¹, Ing. Miroslav Filip¹, Ing. Ondřej Dorazil¹

¹MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., RMTVC, Pohraniční 693/31, 703 00 Ostrava-Vítkovice, Česká republika

V příspěvku jsou shrnuty dosavadní zkušenosti získané s hodnocením tranzitního chování ocelí s BCC mřížkou z výsledků penetračních testů. Stanovení tranzitní teploty FATT z výsledků penetračních testů je v současné době prováděno pouze z empirických korelací mezi teplotou FATT a tranzitní teplotou T_{SP} stanovenou z výsledků penetračních testů v interval teplot $-193^{\circ}\text{C} \div +20^{\circ}\text{C}$. Jsou diskutovány faktory, které mohou významným způsobem ovlivnit tranzitní teplotu T_{SP} , a tedy empirickou korelaci $FATT - T_{SP}$.

Klíčová slova: penetrační test, lomová energie, tranzitní teplota, zkušební těleso tvaru disku, empirická korelační závislost

The paper summarizes the experience gained with the evaluation of the transition behaviour of steels with BCC lattice from the results of penetration tests. Determination of fracture appearance transition temperature FATT from the results of penetration tests is currently performed only on empirical correlations between FATT and transition temperature T_{SP} determined from the penetration tests in the temperature range from -193°C to $+20^{\circ}\text{C}$. Factors that may significantly affect the transition temperature T_{SP} and thus empirical correlations $FATT - TS$ are discussed.

Based on the experimentally determined temperature dependence of fracture energy, the following conclusions can be made:

- 1) Orientation of a test disc can significantly affect the empirical correlation $FATT - T_{SP}$.*
- 2) Punch diameter affects the temperature dependence of fracture energy especially outside the transition area.*
- 3) Temperature dependence of fracture energy depends significantly on the type of material and its operating exposure. Significant scatter can be observed in the transition area for castings and forgings and piping after long-term exposure at elevated temperatures.*
- 4) Use of notched disc specimens shifts significantly transition temperature T_{SP} to higher temperatures.*
- 5) Fracture energy should be calculated as the area under the force - displacement curve to initiation of the first crack.*

Key words: penetration test, fracture energy, transition temperature, disc shape test specimen, empirical correlation

Snaha o prodloužení projektové životnosti dlouhodobě provozovaných zařízení je nemyslitelná bez znalosti jejich aktuální zbytkové životnosti. Posouzení zbytkové životnosti zařízení vyžaduje, mimo jiné [1]:

- znalost výchozích vlastností materiálů zařízení uváděného do provozu respektujících všechny technologické operace při výrobě,
- znalost aktuální úrovně mechanických charakteristik použitých materiálů, resp. stupně

jejich degradace, při minimalizaci zásahu do integrity posuzovaného zařízení.

Požadavek minimalizace zásahu do integrity posuzovaného zařízení vedl k vývoji technologických postupů a zařízení (na principu mechanického odbroušení [2] nebo elektrojiskrového řezání [3]), která umožňují odběr malého množství zkušebního materiálu z vnějšího nebo vnitřního povrchu kritických míst zařízení bez nutnosti následných oprav. Společnost

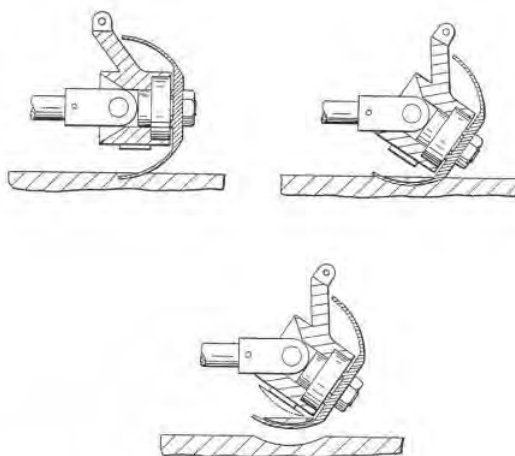
MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM, s.r.o. vlastní dvě odběrová zařízení SsamTM-2 fy Rolls-Royce pracující na principu mechanického odbroušování.

Odběr vzorku materiálu tímto zařízením je založen na odbroušení mezivrstvy mezi vzorkem a součástí pomocí rotujícího nástroje tvaru kloboučku o tloušťce cca 0,7 mm a průměru 50 mm (viz obr. 1). Odběr, trvající cca 1-2 hodiny, umožní získat vzorek materiálu ve tvaru kulového vrchlíku o průměru cca 25 mm a výšce 3-4 mm. Absence tepelného a deformačního ovlivnění je zajištěna vysokou obvodovou rychlostí nástroje a

pomalým posunem do záběru a intenzivním chlazením vodou.

Pevnostní, křehkolomové a creepové charakteristiky materiálu pak mohou být stanoveny z výsledků penetračních testů prováděných dle CWA 15627 [4] na zkušebních tělesech tvaru disku o průměru 8 mm a tloušťce 0,5 mm.

Z odebraného vzorku materiálu je možno po rozřezání na elektroerozivní drátové děliče připravit vystřížením a mechanickým broušením dle postupu uvedeného v CWA 15627 5-6 disků o průměru 8 mm a tloušťce 0,5 mm (viz obr. 2).



Obr. 1 Princip odběru vzorku materiálu zařízením SsamTM-2 fy Rolls-Royce.
Fig. 1 The principle of materials sampling by SsamTM-2 equipment



Obr. 2 Postup přípravy penetračních disků ze vzorku materiálu odebraného zařízením SsamTM-2.
Fig. 2 Preparation of disc test specimens of the material sample taken by SsamTM-2 equipment.

Princip penetračního testu je detailně popsán v práci [5]. V současné době je metoda penetračních testů používána pro stanovení:

- ☐ meze kluzu materiálu
- ☐ meze pevnosti materiálu
- ☐ FATT (tranzitní teplota pro 50% houževnatého lomu)
- ☐ lomové houževnatosti
- ☐ Charakteristik tečení

Tato metoda je vhodná také pro hodnocení mechanických vlastností jednotlivých oblastí svarových spojů, povrchových vrstev a návarů.

Dle CWA 15627 existují dva významně odlišné přístupy ke stanovení pevnostních charakteristik a lomové houževnatosti z výsledků penetračních testů:

1. Empirické korelace mezi výsledky penetračních testů a výsledky standardizovaných zkoušek.
2. Metody využívající matematického modelování pomocí metody konečných prvků a neuronových sítí.

Tranzitní teplota FATT je doposud stanovována pouze z empirických korelací mezi tranzitní teplotou FATT stanovenou z výsledků standardizovaných zkoušek Charpy V a tranzitní teplotou penetračních testů T_{SP} , stanovenou z výsledků penetračních testů v rozmezí teplot $-193^{\circ}\text{C} \div +20^{\circ}\text{C}$.

Na základě výsledků penetračních testů v teplotním intervalu $-193^{\circ}\text{C} \div +20^{\circ}\text{C}$ bylo jednoznačně prokázáno, že u ocelí, u kterých teplotní závislost vrubové houževnatosti, stanovená na zkušebních tělesech Charpy s V vrubem, vykazuje tranzitní chování, lze pozorovat tranzitní chování rovněž u teplotní závislosti lomové energie penetračního testu. Lomová energie penetračního testu je vypočtena z plochy pod závislostí síla-posunutí razníku až do okamžiku porušení tělesa. Na obr. 3 je uvedena teplotní závislost lomové energie stanovená penetračními testy u materiálu spojky VT rotoru (nizkolegovaná CrMoV ocel 23H2MF).

Tranzitní oblast je však v tomto případě posunuta k výrazně nižším teplotám vzhledem k tranzitní oblasti stanovené na standardizovaných zkušebních tělesech Charpy.

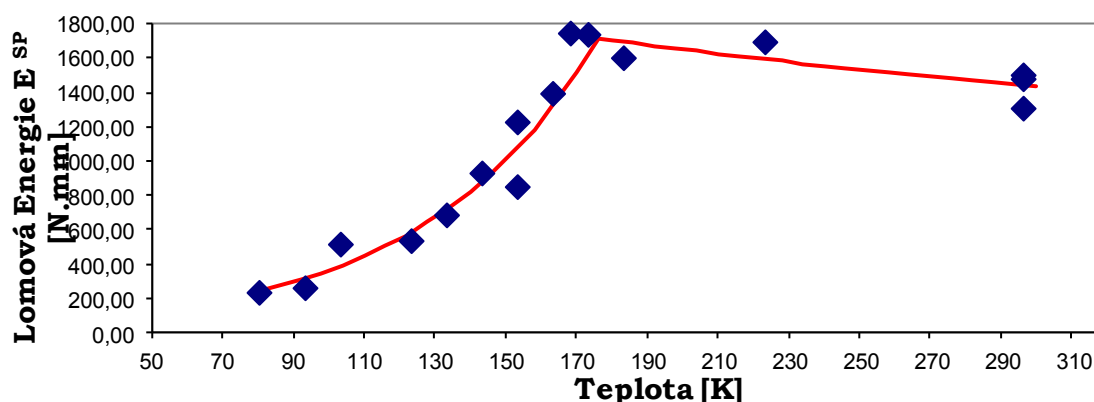
Tranzitní teplota T_{SP} je dle CWA 15627 definována jako teplota odpovídající polovině součtu maximální a

minimální lomové energie vypočtené metodou nejmenších čtverců z teplotní závislosti lomové energie vypočtené z experimentálně naměřených dat v tranzitní oblasti [4].

V řadě prací pak byla prokázána existence jednoduchého vztahu mezi tranzitní teplotou T_{SP} (Small Punch Ductile Brittle Transition Temperature), stanovenou na základě výsledků penetračních testů, a tranzitní teplotou FATT, stanovenou na zkušebních tělesech Charpy s V vrubem, ve tvaru

$$FATT = \alpha \cdot T_{SP} \text{ resp. } FATT = \alpha \cdot T_{SP} + \beta$$

V předloženém příspěvku jsou diskutovány faktory, které mohou významným způsobem ovlivnit stanovení tranzitní teploty penetračních testů T_{SP} a empirickou korelaci FATT vs. T_{SP} a tím stanovení teploty FATT z výsledků penetračních testů.



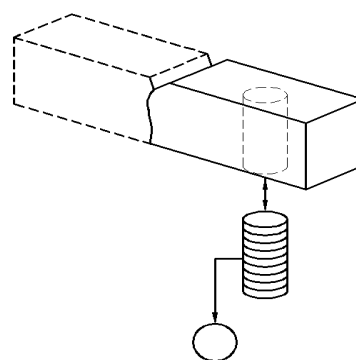
Obr. 3 Teplotní závislost lomové energie materiálu spojky VT rotoru. Rychlost pohybu příčnicku 1,5 mm/min.

Fig. 3 Temperature dependence of fracture energy of clutch material of HP rotor. Crosshead speed 1, 5 mm/min.

Faktory ovlivňující stanovení tranzitní teploty T_{SP} z výsledků penetračních testů

Dle [4] (ANNEX B1) mají být při stanovení tranzitní teploty T_{SP} penetrační disky orientovány tak, aby osa disku, kolmá na jeho rovinu, byla rovnoběžná s rovinou porušení zkušebního tělesa Charpy V (viz obr. 4).

Na obr. 5 je uveden vliv orientace penetračního disku na tranzitní teplotu T_{SP} stanovenou z teplotní závislosti lomové energie E^{SP} pro penetrační disky odebrané ve směru T-L dle CWA 15627 a pro penetrační disky vyrobené ze vzorku materiálu odebraného odběrovým zařízením SSamTM-2 (orientace R-L) z trubky $\varnothing 219 \times 16$ mm z oceli 15128.5. Z výsledků penetračních testů je zřejmý významný vliv orientace zkušebního disku na teplotní závislost lomové energie v tranzitní oblasti a z toho vyplývající významný vliv orientace zkušebního disku na tranzitní teplotu T_{SP} .

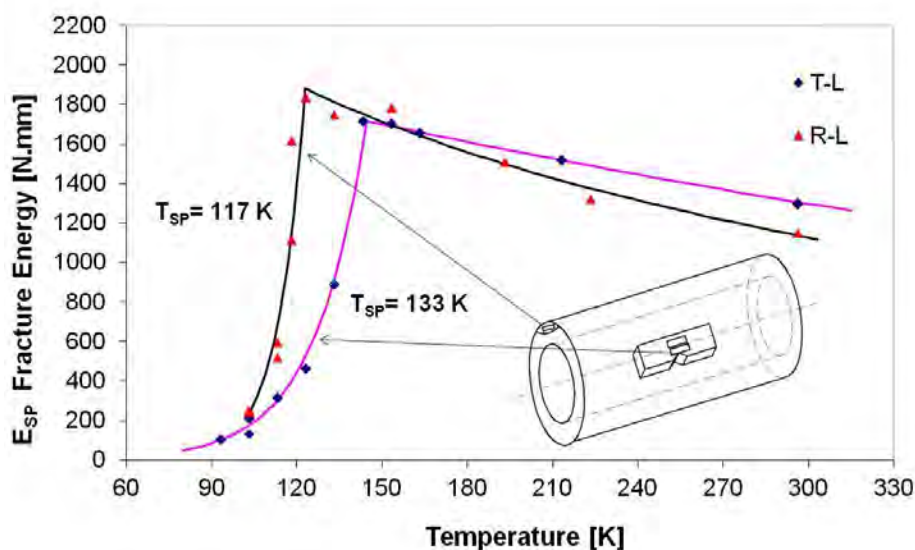


Obr. 4 Orientace zkušebních disků dle CWA 15627

Fig. 4 Orientation of disc test specimen in accordance with CWA 15627

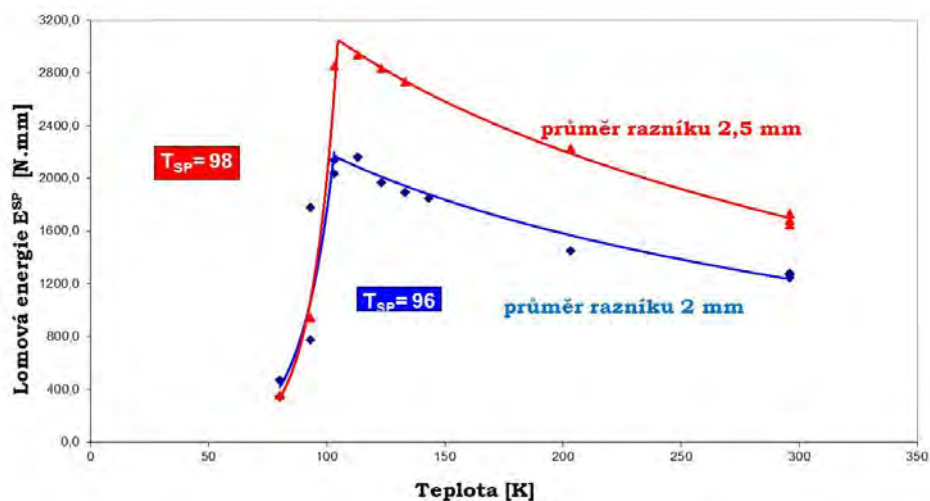
Na obr. 6 je uveden vliv průměru razníku (2,0 mm, 2,5 mm) na teplotní závislost lomové energie materiálu trubky z oceli 14MoV6-3 (15128) ve výchozím stavu. Ze získaných výsledků vyplývá, že v tranzitní oblasti není teplotní závislost lomové energie průměrem

razníku ovlivněna. Tranzitní teplota T_{SP} tedy není průměrem razníků významně ovlivněna.



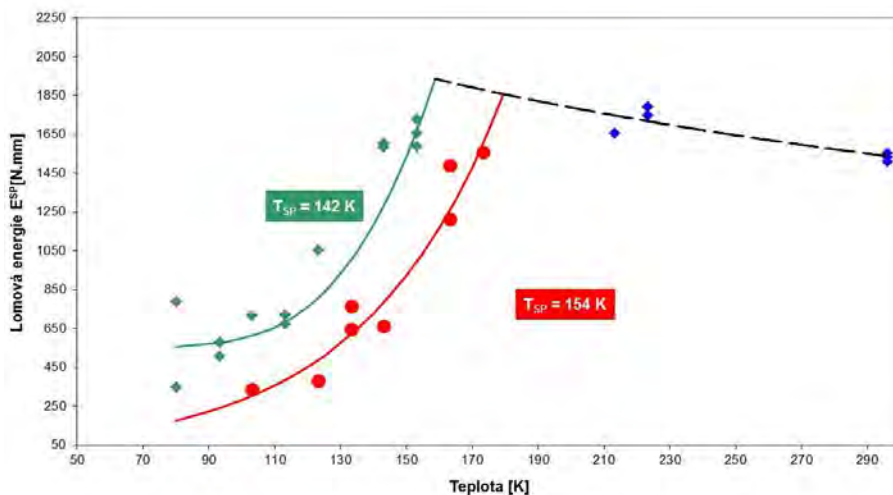
Obr. 5 Vliv orientace zkušebního disku na tranzitní teplotu T_{SP} stanovenou pro materiál trubky $\varnothing 219 \times 16$ mm z oceli 15128.5 po expozici 256000 hod. na teplotě 510°C. Rychlost pohybu příčnicku 1,5 mm/min.

Fig. 5 Effect of orientation of test disc on transition temperature T_{SP} determined for material of the tube $\varnothing 219 \times 16$ mm made of 15128.5 steel after exposition of 256000 hours at 510°C. Crosshead speed 1,5 mm/min.



Obr. 6 Vliv průměru razníku na teplotní závislost lomové energie E^{SP} . Rychlost pohybu příčnicku 1,5 mm/min.

Fig. 6 Effect of punch diameter on temperature dependence of fracture energy E^{SP} . Crosshead speed 1,5 mm/min.



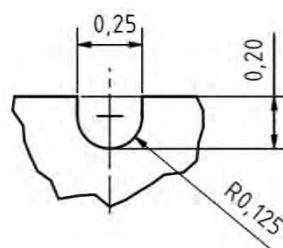
Obr. 7 Teplotní závislost lomové energie pro odlitek z oceli P91. Rychlost pohybu příčnicku 1,5 mm/min.

Fig. 7 Temperature dependence of fracture energy for casting made of P91 steel. Crosshead speed 1,5 mm/min.

Na obr. 7 je uvedena teplotní závislost lomové energie získaná pro litou desku vyrobenou z oceli P91. Z obrázku je zřejmé, že teplotní závislost lomové energie v tranzitní oblasti (červené a zelené body) vykazuje značný rozptyl, který je možno přisoudit lokální nehomogenitě struktury odlitku. Pokud je totiž počet zrn přes tloušťku penetračního disku menší než cca 10, jsou penetrační zkouškou stanovovány lokální vlastnosti materiálu, což se při penetračních zkouškách za snížených teplot projeví u materiálu s nehomogenní strukturou zvýšeným rozptylem lomové energie. Získané výsledky byly popsány dvěma teplotními závislostmi s výrazně odlišnými tranzitními teplotami T_{SP} .



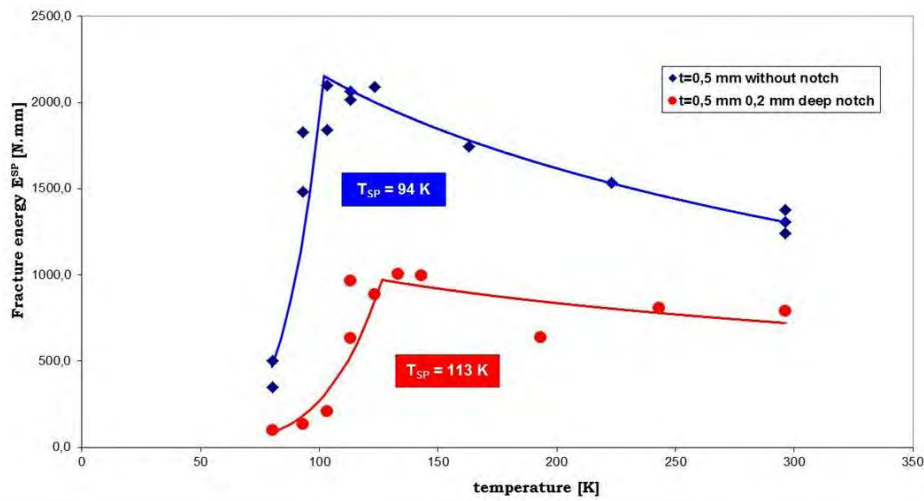
Obr. 8 Zkušební těleso tvaru disku s „U“ vrubem v ose roviny disku
Fig. 8 Disc test specimen with „U“ notch in the axis of disc plane



Zásadní rozdíl mezi penetračními testy a standardizovanou zkouškou rázem v ohybu spočívá v tom, že pro penetrační testy je CWA 15627 doporučeno používat zkušební tělesa tvaru disku bez vrubu. Především u houževnatých materiálů je pak teplotní závislost lomové energie v tranzitní oblasti velmi strmá a je blízká teplotě kapalného dusíku. Postup doporučený v CWA pro stanovení T_{SP} může tak vést k významným chybám při jejím stanovení. Snaha o posunutí tranzitní oblasti penetračních testů blíže k tranzitní oblasti stanovované standardizovanou zkouškou rázem v ohybu vedl k návrhu zkušebního tělesa tvaru disku s „U“ vrubem v ose roviny disku (viz obr. 8).

První výsledky ukazují, že použití zkušebního tělesa s vrubem posunuje významně tranzitní teplotu T_{SP}

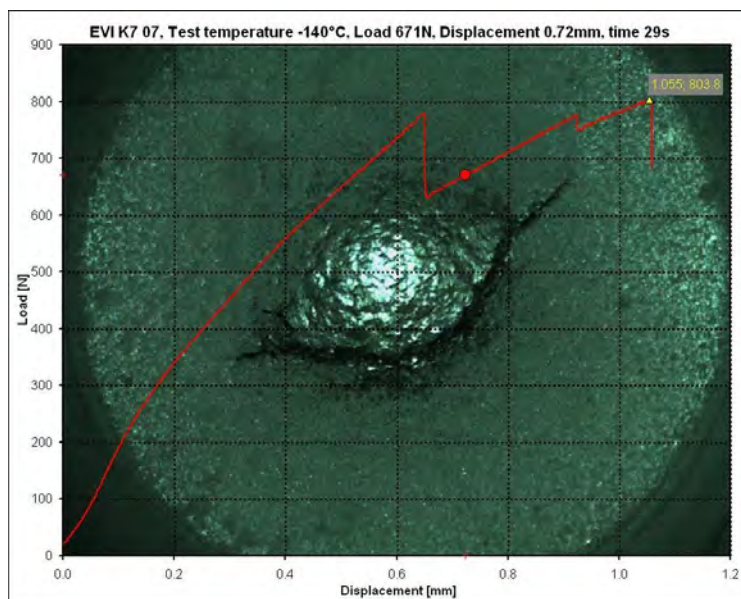
k vyšším teplotám a teplotní závislost lomové energie je rovněž méně strmá (viz obr. 9).



Obr. 9 Vliv vrubu na teplotní závislost lomové energie. Trubka z oceli 14MoV6-3. Rychlost pohybu příčnicku 1,5 mm/min.
Fig. 9 Effect of the notch on temperature dependence of fracture energy. Pipe made of 14MoV6-3 steel. Crosshead speed 1,5 mm/min.

Při penetračních testech prováděných za nízkých teplot jsou občas zaznamenávány na záznamu síla – posunutí náhlé poklesy síly (viz obr. 10). Snímáním povrchu vzorku v průběhu penetračního testu pomocí kamery bylo prokázáno, že výskyt prvního poklesu síly je

důsledkem iniciace první obvodové trhliny. V takovýchto případech by lomová energie měla být vypočtena jako plocha pod křivkou síla – posunutí do prvního poklesu síly a nebo plocha pod křivkou síla – posunutí do iniciace první trhliny.

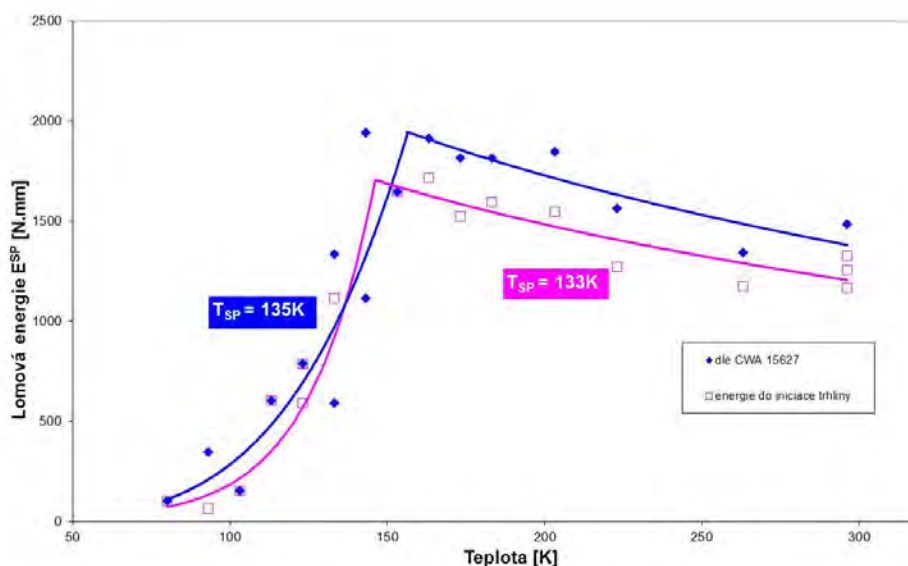


Obr. 10 Poklesy síly spojené s iniciací první obvodové trhliny. Penetrační test při -140°C . Trubka z oceli 15 128.5 po 256000 hodinách provozu při 510°C .

Fig. 10 Load drop associated with the initiation of the first circumferential crack. SP test at -140°C . Piping manufactured of 15 128.5 steel after 256000 hours at 510°C .

Na obr. 11 je porovnávána teplotní závislost lomové energie stanovená dle CWA 15627 a teplotní závislost lomové energie stanovená z okamžiku iniciace první

trhliny pro trubku $\varnothing 219 \times 16$ mm z oceli 15128.5 po 256 000 hod. na teplotě 510°C .



Obr. 11 Porovnání teplotní závislosti lomové energie stanovené dle CWA 15627 a z iniciace první trhliny. Rychlost pohybu příčniku 1,5 mm/min.

Fig. 11 The comparison of temperature dependence of fracture energy determined in accordance with CWA 15627 and from initiation of first crack. Crosshead speed 1,5 mm/min.

Závěr

Na základě experimentálně stanovených teplotních závislostí lomové energie lze učinit následující závěry:

- 1) Orientace zkušebního disku může významným způsobem ovlivnit empirickou korelaci $FATT - T_{SP}$.
- 2) Průměr razníku ovlivňuje teplotní závislost lomové energie především mimo tranzitní oblast.
- 3) Teplotní závislost lomové energie závisí významně na typu materiálu a jeho provozní expozici. U

odlitků a trubek a výkovků po dlouhodobé expozici za zvýšených teplot lze pozorovat v tranzitní oblasti výrazný rozptyl.

- 4) Použití zkušebních těles s vrubem posunuje významně tranzitní teplotu T_{SP} k vyšším teplotám.
- 5) Lomová energie by měla být vypočítávána jako plocha pod křivkou síla – posunutí do iniciace první trhliny

Poděkování

Tato práce vznikla při řešení projektu č. CZ.1.05/2.1.00/01.0040 „Regionální materiálově technologické výzkumné centrum“, v rámci Operačního programu Výzkum a vývoj pro inovace, financovaného ze strukturálních fondů EU a ze státního rozpočtu ČR.

Literatura

- [1] MATOCHA, K.: Zkušenosti s hodnocením materiálových vlastností z výsledků penetračních testů dle CWA 15627. *BROKERAGE EVENT 2013*, Hotel Imperial, Ostrava, 6. 11. 2013.
- [2] ROBERTS, P.R., BORRADAILE, B. J., MITCHELL, R. J.: Material Sampling from Components within the Nuclear Industry and the Extraction of Useful Materials Information. In *1st International Conference SSTT „Determination of Mechanical Properties of Materials by Small Punch and other Miniature Testing Techniques*, August 31 to September 2, 2010, p. 19-24, ISSN 0018-8069, ISBN 978-80-254-7994-0.

- [3] CHALK, K., SHIBLI, A., FERNANDES, J., SMITH, Ch.: Experience with Electrical Discharge Sampling Equipment (EDSE) in Sample Removal for Miniature Specimen Testing and Material Quality Checks. In *2nd International Conference SSTT „Determination of Mechanical properties of Materials by Small Punch and other Miniature Testing Techniques“*. October 2 to 4, 2012, Ostrava, Czech Republic, pp. 366-372, ISBN 978-80-260-0079-2.
- [4] CEN WORKSHOP AGREEMENT “Small Punch Test Method for Metallic Materials” CWA 15627:2007 D/E/F, December 2007.
- [5] MATOCHA, K.: Hodnocení mechanických vlastností konstrukčních ocelí pomocí penetračních testů. Monografie. VŠB- TU Ostrava & MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., 2010, Ostrava, ISBN 978-80-248-2223-5.





**30. ročník konference o teorii a praxi
výroby a zpracování oceli**

1. OZNÁMENÍ
3. - 4. dubna 2014
Lázeňský dům Libuše, Karlova Studánka



TANGER, spol. s r.o.
VŠB - Technická univerzita Ostrava

© 2012 - 2013 TANGER, spol. s r.o.

Principy a aplikace částicové analýzy pro hodnocení nečistot povrchů

Principles and Applications of Particles Analysis for Determination of Surface Impurities

Ing. Roman Gabor¹, Ing. Karel Malaník, CSc.¹,

¹MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., Pohraniční 693/31, 703 00 Ostrava-Vítkovice,
detašované pracoviště VÚHŽ a.s., RMTVC, 739 51 Dobrá 240, Česká republika

Pro stanovení kontaminace povrchů materiálu nebo životního prostředí našla své uplatnění také technika elektronové mikroskopie. I přes vysoké pořizovací náklady jsou skenovací elektronové mikroskopy v kombinaci s rentgenovou mikroanalýzou v současné době stále častěji využívány v laboratorní praxi. V předložené práci byl SEM s připojeným energiově disperzním spektrometrem a softwarem pro částicovou analýzu (Genesis Particle) využit pro hodnocení nečistot povrchů senzorových dílů. Postup analýzy nečistot byl proveden v souladu s normou ISO 16232:2006, která umožňuje stanovit přítomnost částic podle požadavku na jejich kritickou velikost, počet a celkovou hmotnost. Metoda umožňuje stanovit přítomnost částic v oběhových systémech a představuje tak určité kritérium hodnotící životnost a spolehlivost těchto systémů. Kritéria velikosti částic a jejich množství, které musí jednotlivé komponenty splňovat, jsou definována jednotlivými výrobci automobilů podle konečné aplikace komponentů v oběhovém systému. Aplikací postupů byla vedle požadavků vyplývajících z ISO 16232:2006 provedena chemická analýza jednotlivých částic s cílem stanovit případné zdroje kontaminace výrobní technologie. Zvládnutí a aplikace částicové analýzy k hodnocení nečistot povrchů automobilových dílů palivového systému je nezbytnou součástí výstupní kontroly umožňující zaručit jakost výrobků v odpovídající kvalitě stanovené odběratelem.

Klíčová slova: Povrch, skenovací elektronový mikroskop, energiově disperzní spektrometr, částicová analýza

The technique of electron microscopy has also found its use for determination of material surface or environment contamination. Scanning electron microscopes in combination with X-ray microanalysis are presently more often used in laboratory practice despite their high purchase cost. In the presented work the SEM with linked energy dispersive spectrometer and software for particle analysis (Genesis Particle) was used for evaluation of surface impurities on sensing elements. The technique of analysis was performed in accordance with the standard ISO 16232:2006, which makes it possible to estimate the presence of particles according to the requirements to their critical size, number and total mass. The method allows determination of the presence of particles in circulating systems and makes it thus possible to introduce definite criteria for evaluation of the service life and reliability of these systems. Criteria of particle sizes and their amount, which particular components have to meet, are defined by individual automotive producers in agreement with application of the final component in the circulating system. By usage of procedures apart from requirements of the standard ISO 16232:2006 chemical analysis of particular particles was performed with aim to determine appropriate sources of contamination of production technology. Encompassment and application of particle analysis for evaluation of surface impurities on automobile components of fuel system is the necessary part of control making it possible to guarantee the product quality in appropriate grade defined by the customer.

Key words: Surface, Scanning electron microscope, energy dispersive X-ray spectrometer, particle analysis

V současné době existuje rozsáhlé množství instrumentálních technik, které umožňují analýzu povrchů a jejich nečistot. Mezi tyto techniky lze zařadit například optickou a elektronovou mikroskopii, elektronovou difrakci, elektronovou mikroskopií případně spektroskopické metody.

Elektronová mikroskopie a rentgenová mikroanalýza jsou běžné analytické metody, které umožňují stanovit velikost, morfologii, fázové a elementární složení studovaných částic. Vzhledem k principu a uspořádání

můžeme elektronovou mikroskopii rozdělit na transmisní (TEM) a skenovací elektronovou mikroskopii (SEM). Vývoj a rostoucí možnosti aplikací přístrojové techniky vedl ke konstrukci různých druhů elektronových mikroskopů, mezi které můžeme zařadit například rastrovací transmisní elektronový mikroskop (STEM), environmentální rastrovací elektronový mikroskop (ESEM), fotoemisní (PEEM) a nízkoenergiový elektronový mikroskop (LEEM). Integrovanou součástí SEM je mikroanalytický systém, který je aplikován v různých kombinacích. V současné

době se můžeme poměrně běžně setkat s kombinací energiově disperzního spektrometru (EDX), vlnovědisperzního spektrometru (WDX) a difrakce zpětně odražených elektronů (EBSD). V průmyslové praxi ovšem našla pro svou jednoduchost a široké aplikační možnosti uplatnění pouze energiově disperzní spektrometrie. Tato technika umožňuje s využitím sofistikovaného softwaru vedle kvalitativní a kvantitativní chemické analýzy prvků také jejich mapování na studovaném povrchu a klasifikaci jednotlivých studovaných částic. Software „Genesis Particles“ (firmy EDAX) umožňuje klasifikovat částice přítomné na studovaném povrchu podle jejich velikosti, morfologie a chemického složení [1].

Automatizovaná analýza částic našla své využití při hodnocení částic ve venkovním ovzduší. V práci [2] byl aplikován SEM s EDX a softwarem pro automatickou detekci částic k hodnocení aerosolových částic, které byly s využitím odběrového zařízení zachyceny na polykarbonátovém filtru. S využitím částicové analýzy byly hodnoceny hlavní typy částic, které charakterizují jednotlivé oblasti a vztahy mezi nimi. Pomocí uvedené techniky byly hodnoceny částice s cílem identifikace jejich zdroje [3][4].

V průmyslových aplikacích se nejčastěji s metodou částicové analýzy setkáváme v oblasti postupů hodnocení čistoty povrchů komponent, které jsou součástí oběhových okruhů automobilových systémů. Postup hodnocení čistoty povrchů jednotlivých komponent podle ISO 16232:2006 umožňuje stanovit přítomnost částic podle požadavku na jejich kritickou velikost, počet a celkovou hmotnost. Metoda umožňuje stanovit přítomnost částic v oběhových systémech a představuje tak určité kritérium hodnotící životnost a spolehlivost těchto systémů. Hodnotící kritéria, která musí jednotlivé komponenty splňovat, jsou definována jednotlivými výrobci automobilů podle konečné aplikace komponentů v oběhovém systému.

Pro stanovení kritických parametrů čistoty konstrukčních dílů je nutné:

- analyzovat funkci konstrukčního dílu;
- posoudit důležité oblasti obráběného dílu;
- komplexně posoudit zapojení konstrukčních dílů a jejich vzájemné působení (např. seřízení vačkového hřídele);
- stanovit použitá média.

Stanovení nečistot povrchu jednotlivých komponentů předchází jejich uvolnění do vybraného média. Metody extrakce nečistot podle ISO 16232:2006 jsou:

- protřepávání;
- tlakové proplachování;
- ultrazvukem.

Celkový objem zkušební kapaliny je následně filtrován přes polykarbonátový filtr s definovanou velikostí pórů. Hmotnost nečistot je stanovena gravimetrickou

analýzou. Měření počtu a velikosti částic na filtru se hodnotí s využitím světelného optického nebo skenovacího mikroskopu a softwaru částicové analýzy [5].

Aplikace SEM v kombinaci s EDX a softwarem pro částicovou analýzu je možné identifikovat nečistoty v jednotlivých fázích výrobní technologie.

Software částicové analýzy spojuje akvizici obrazu se segmentací a kombinací bodů nad nebo pod stanovenou hranicí jemných částic. Svazek elektronů je umístěn na každou částici ve stopě nebo rastrovaném obrazci, kde se provede akvizice spektra a jeho kvantifikace s cílem klasifikovat částice podle chemického složení. Motorizovaný stolek zajišťuje automatickou analýzu všech částic na filtru podle stanovených počtů polí.

Pomocí automatické analýzy částic lze měřit široké spektrum typů vzorků při dodržení uvedených předpokladů:

- oddělení částic na základě jejich kontrastu podle stupně šedi;
- oddělení částic navzájem, zajištění dostatečné rozptýlených částic;
- oddělení částic podle chemismu, vhodná volba substrátu.

Získané spektrum, morfologie a výsledky klasifikace lze zobrazit pro vybranou částici. Výsledky je možné zpracovat například pomocí ternárních diagramů.

Metody a materiály

Podle ISO 16 232 byla na 10 dílech mosazných senzorů (MS63) provedena gravimetrická a částicová analýza. Stanovení distribuce částic bylo provedeno v souladu s požadavky automobilového průmyslu pro komponenty s konečnou aplikací v palivových systémech. Částice byly klasifikovány na základě sedmi velikostních tříd, u vybraného vzorku byla provedena chemická analýza jednotlivých částic a vyhodnocena pomocí histogramů.

Extrakce nečistot z povrchů jednotlivých dílů senzorů

Měření vzorky byly podrobeny ultrazvukovému čištění (UZ) při stanovených podmínkách:

- specifický výkon: 20 W/litr;
- čas: 3 min;
- médium: destilovaná voda;
- teplota média: 20 °C.

Stanovení hmotnosti nečistot

Po ukončení UZ byla provedena separace celého objemu zkušební kapaliny s využitím techniky vakuové filtrace. K filtraci byl použit membránový polykarbonátový filtr o velikosti pórů filtru 5 µm. Filtry byly před a po filtraci sušeny při 105 °C do konstantní hmotnosti.

Metoda měření velikosti a počtu nečistot pomocí SEM

Po gravimetrickém měření byly jednotlivé filtry podrobeny měření velikosti a počtu částic s využitím SEM Quanta FEG 450 s autoemisním zdrojem. Zobrazení částic deponovaných na filtrech bylo provedeno vzhledem k požadované kvalitě zobrazení při uvedených podmínkách:

- zvětšení: 60 krát;
- urychlovací napětí: 20 kV;
- mód: zpětně odražené elektrony (BSE);
- analyzovaná pole filtru: 160 polí.

Jednotlivé částice v analyzovaných polích jsou detekovány na základě rozdílu úrovně šedé uzavřených prvků v obraze. Na základě požadavků stanovených tříd velikosti částic byl definován rozsah minimálních a maximálních velikostí hodnocených částic. Nejmenší možná velikost, která je analyzována, představuje ekvivalent 4 pixelů v obraze. Pro analýzu byla stanovena jedna fáze se stupni šedi. Částice, které se dotýkaly okraje obrazu, byly zahrnuty do celkové analýzy pomocí funkce „Include Edge“. Rovněž částice, které se dotýkaly, byly digitálně od sebe odděleny s využitím funkce „Erosions“.

Metody stanovení chemického složení nečistot pomocí SEM/EDX

U vybraného dílu (č. 10) byla provedena chemická analýza částic s využitím EDX APOLLO X SDD detektorem. Analyzované prvky byly zvoleny ze Z seznamu na základě ruční kvalitativní analýzy částic vyskytujících se na 10 polích deponovaného filtru. Hmotnostní procenta byly normalizovány na 100 % s použitím ZAF korekce (Z-korekce na BSE, A-korekce absorpce, F-korekce fluorescence). Z důvodu předpokládané přítomnosti nehomogenních částic a částic citlivých k jejich nabíjení byla analýza provedena v režimu „Core“. V tomto režimu svazek elektronů během akvizice spektra rastruje v centrální části částice. S využitím uvedeného režimu, byla data snímána z 80 % analyzovaných částic. Doba chemické analýzy částice byla 10 s.

Výsledky a diskuse

Výsledky z mikroskopického pozorování částic (Obr. 1) deponovaných na filtru ukazují na rozdílné velikostní zastoupení částic (nečistot) uvolněných z povrchů hodnocených dílů senzorů. Pomocí uvedeného rozlišení úrovně šedi částic byly stanoveny všechny přítomné částice na 160 polích filtru v rozsahu průměru (x) většího než 50 μm .

V souladu s normou ISO 16232 bylo hodnoceno 10 dílů senzorů, u kterých byla gravimetrickou analýzou stanovena hmotnost nečistot (Tab. 1). Výsledný průměr hmotnosti nečistot je následně přepočítán a hodnocen podle kritéria maximálně přípustného množství nečistot na plochu hodnoceného senzoru. Toto kritérium je stanoveno výrobcí automobilů (vnitropodnikovou normou).

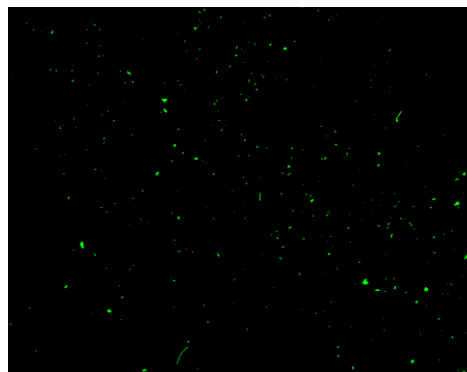
Tab. 1 Gravimetrické stanovení nečistot

Tab. 1 Gravimetric determination of impurities

Vzorek	Hmotnost nečistot [mg]
1	0,2
2	0,2
3	0,1
4	0,3
5	0,2
6	0,4
7	0,2
8	0,3
9	0,2
10	0,3
Průměr	0,24

Po gravimetrické analýze byly částice zachycené na filtru hodnoceny z pohledu jejich velikosti a zařazeny do jednotlivých tříd velikosti. Tyto třídy velikosti částic a jejich mezní hodnoty jsou opět definovány výrobcí automobilů. Z výsledků v Tab. 2 vyplývá, že největší částice jsou zastoupeny na povrchu dílu č. 6. Počty částic u všech hodnocených dílů splňují požadavek jejich mezní hodnoty pro danou velikostní třídu částic. Například pro nejvýznamněji zastoupenou třídu velikosti E, počet částic nesmí překročit 4000.

Na hodnocení filtru s obsahem částic uvolněných z povrchu vzorku č. 10 byly stanoveny částice s obsahem mědi, hořčíku, kyslíku, zinku, křemíku. Výsledné koncentrace stanovených prvků byly zpracovány pomocí histogramů viz Obr. 2 až 5. Zvoleným intervalům tzv. třídám, odpovídají koncentrace částic. Počet těchto hodnot vyskytujících se v dané třídě představuje jejich tzv. četnost. Identifikované částice se nachází především v oxidických formách, které je možné s využitím softwaru „Genesis Particles“ klasifikovat. Jednotlivé operace výrobní technologie kontaminují povrch senzorů částicemi obsahující jak matriční prvky tak prvky, které obsahují jednotlivé procesní média.



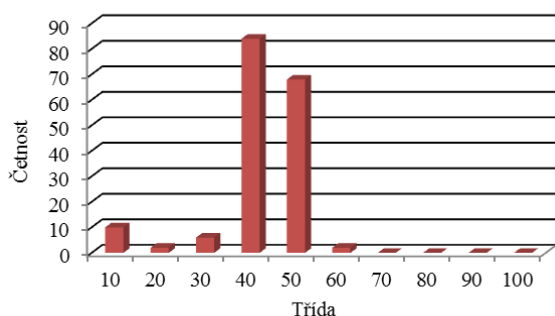
Obr. 1 Snímek částic na filtru

Fig. 1 Image of particles on filter

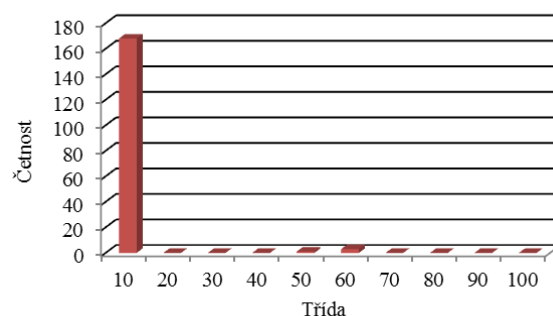
Tab. 2 Stanovení distribuce nečistot přítomných na filtrech

Tab. 2 Determination of the impurities distribution present on filters

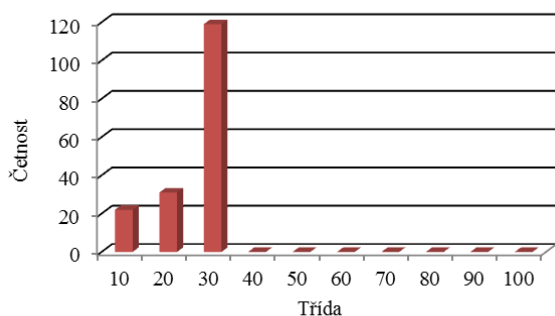
Třída velikosti	Velikost [μm]	Vzorek									
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
E	$50 \leq x < 100$	264	160	98	125	93	250	89	155	98	170
F	$100 \leq x < 150$	4	2	0	2	0	14	0	2	0	2
G	$150 \leq x < 200$	1	0	0	1	0	2	0	0	0	0
H	$200 \leq x < 400$	0	0	0	0	0	1	0	0	0	0
I	$400 \leq x < 600$	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
J	$600 \leq x < 1000$	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
K	$1000 < x$	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0



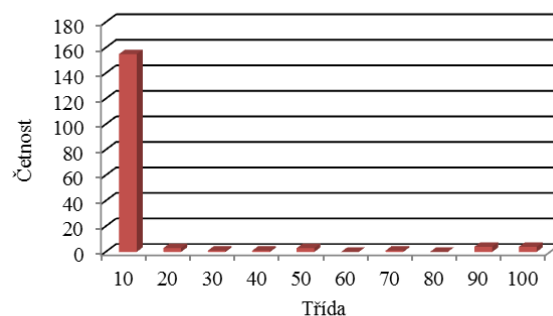
Obr. 2 Četnost částic s obsahem kyslíku
Fig. 2 Frequency of particles containing oxygen



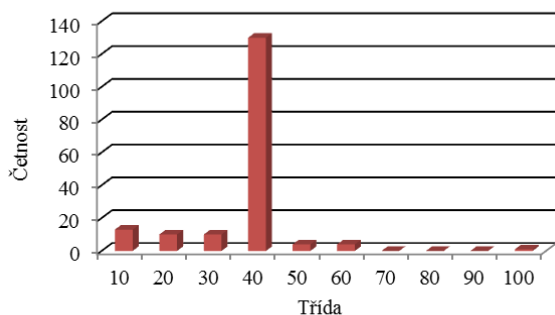
Obr. 5 Četnost částic s obsahem zinku
Fig. 5 Frequency of particles containing zinc



Obr. 3 Četnost částic s obsahem hořčíku
Fig. 3 Frequency of particles containing magnesium



Obr. 6 Četnost částic s obsahem mědi
Fig. 6 Frequency of particles containing copper



Obr. 4 Četnost částic s obsahem křemíku
Fig. 4 Frequency of particles containing silicium

Závěr

Kvalita povrchů a jeho znečištění jsou v současné době v souvislosti s rozvojem výroby a aplikacemi nových komponentů pro oběhové okruhy automobilových systémů hodnoceny pomocí instrumentálních technik, které umožňují získat požadované informace. Aplikace postupů podle ISO 16232:2006 definuje jednotlivé kroky vedoucí k stanovení nečistot povrchů hodnocených součástí. Technikou SEM/EDX a softwarem částicové analýzy byl ověřen tento postup hodnocení znečištění povrchů dílů senzorů včetně chemické analýzy jednotlivých částic. Kritéria stanovující přípustnou míru znečištění povrchů komponentů pro automobilový průmysl jsou stanoveny

jednotlivými odběrateli. Pro výrobce a dodavatele dílů pro oběhové okruhy automobilových systémů je hodnocení nečistot povrchů nezbytnou součástí výstupní kontroly umožňující zaručit jakost výrobků resp. čistotu výrobní technologie.

Poděkování

Tato práce vznikla při řešení projektu č. CZ.1.05/2.1.00/01.0040 „Regionální materiálově technologické výzkumné centrum“, v rámci Operačního programu Výzkum a vývoj pro inovace, financovaného ze strukturálních fondů EU a ze státního rozpočtu ČR.

Literatura

[1] KOHLI, R.; MITTAL, K. L. Developments in surface contamination and cleaning. First edition, 2012, ISBN 978-1-4377-7883-0.

- [2] LETTINO, A.; FIORE, S. Provenance of inorganic aerosol using-particle analysis: A case study. *Science of the Total Environment*, 2013, vol. 463-464, no. 1, p. 404-413. ISSN 0048-9697.
- [3] REID, E.A.; REID, J.S.; MEIER, M.M. Characterization of African dust transported to Puerto Rico by individual particle and size segregated bulk analysis. *Journal of Geophysical Research*, 2003, vol. 108, no. D19, p. 8591. ISSN 2156-2202.
- [4] ALASTUEY, A.; QUEROL, X.; CASTILLO, S. Characterization of TSP and PM_{2.5} at Izaña and Sta. Cruz de Tenerife during a Saharan dust episode. *Atmospheric Environment*, 2005, vol. 39, no. 26, p. 4715-4728, ISSN 1352-2310.
- [5] ISO 16232: Road vehicles-cleanliness of components of fluid circuits, 2006.

Nové indukční ohříváčky

<http://forgingmagazine.com/heating/two-induction-heating-systems-ovako?NL=FORG-01&Issue=FORG-01>

<http://forgingmagazine.com/heating/new-induction-heating-system-forjasul>

Švédská firma Ovako Tube and Ring AB objednala u firmy SMS Elotherm dvě indukční ohříváčky, které mají vysokou energetickou účinnost a současně zabírají málo místa. Firma Ovako provozuje ocelárnu, která ročně vyrábí 500 000 t oceli. Dále provozuje válcovnu trubek s roční kapacitou 120 000 t a válcovnu kroužků s roční kapacitou 45 000 t.

Instalovaná ohříváčka SMS AloBar dosahuje výkon až 8000 kg ohřátých tyčí o průměru až 130 mm za hodinu. Instalovaný elektrický výkon činí 4000 kW. Součástí dodávky je i manipulační zařízení pro sázení tyčí, nůžky pro stříhání za tepla a robot pro přepravu nastříhaných špalků k děrovacímu lisu. Děrované kruhový polotovary se přehřívá v druhé indukční ohříváčce na teplotu 1100 °C a pak se válcuje na Asselově stolici. Ohříváčky byly uvedeny do provozu v polovině roku 2013.

Ohříváčky tohoto typu se používají k ohřevu nastříhaných špalků do průměru 100 mm, k ohřevu tyčí do průměru 360 mm a k ohřevu bram do tloušťky 240 mm.

Ohříváčka EloForge o výkonu 500 kW byla instalována u firmy Ring AB v Hofors ve Švédsku. Má výkon 1250 kg/h. Ohřívají se na ní tyče pro válcování kroužků. I zde byly součástí dodávky nůžky za tepla, které dělí tyče na špalky, a robot, který přesune ohřáté špalky do děrovacího lisu. Prakticky stejná ohříváčka byla dodána firmě Forjasul Canoas from Rio Grande do Sul v Brazílii, kde slouží k ohřevu polotovarů v zápustkové kovárně.

LJ

Vážení odběratelé a čtenáři Hutnických listů, objednávky na předplatné časopisu, jeho distribuci a fakturaci nově zajišťuje:

SEND Předplatné s.r.o.
P.O.Box 141
140 21 Praha 4
tel.: +420 225985225, fax: +420 225341425,
e-mail: send@send.cz

Magnetooptická teplotní měření na amorfních CoSiB páscích

Magneto-optical Temperature Measurements of Amorphous CoSiB Ribbons

Ing. Ondřej Životský, Ph.D.¹, RNDr. Ing. Aleš Hendrych, Ph.D.¹, Ing. Yvonna Jirásková, Ph. D.²

¹VŠB-Technická univerzita Ostrava, Hornicko-geologická fakulta, Institut fyziky, RMTVC, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

²CEITEC UFM, Ústav fyziky materiálů, v.v.i., Akademie věd České republiky, Žitkova 513/22, 616 Brno 16, Česká republika

Príspevek je venovaný srovnání teplotních změn v povrchových a objemových magnetických vlastnostech amorfního $\text{Co}_{72.5}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$ pásku připraveného nástřikem taveniny na rotující měděný válec. Zatímco k měření objemových termomagnetických křivek (TMK) byl použit vibrační vzorkovací magnetometr vybavený komerčním držákem vzorků, k měření povrchových charakteristik pomocí magnetooptického Kerrova jevu (MOKE) byl zkonstruován speciální držák umožňující ohřev vzorku v rozsahu od pokojové teploty do 600 K.

Přestože doplňkové experimentální metody prokázaly amorfní strukturu vzorku jak v objemu, tak i na povrchu, termomagnetické křivky objemu a povrchu nejsou úplně identické. Obě se shodují v poklesu magnetizace při teplotě 443 K, což je teplota přechodu z feromagnetického do paramagnetického stavu. Zatímco objemová magnetizace klesá strmě na nulovou hodnotu, kterou si podrží až do počátku krystalizace amorfní struktury při 847 K, pokles povrchové magnetizace je pozvolný a nad teplotou 443 K zůstává povrch slabě feromagnetický s hodnotou 0.05 mrad, která se až do 500 K téměř nemění. Hysterezní smyčky měřené při 460 K vykazují malou hodnotu magnetizace v nasycení a vyšší koercitivní pole ve srovnání se smyčkami při pokojové teplotě. Příčinou je pravděpodobně velmi tenká magneticky tvrdá vrstva tvořená zárodky krystalické fáze v povrchu amorfní matrice.

Klíčová slova: amorfní stav, termomagnetické křivky, povrch, objem, Curieho teplota

The paper is devoted to a comparison of the thermomagnetic surface and bulk properties of the $\text{Co}_{72.5}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$ amorphous sample prepared in a form of ribbon by planar flow casting. This technology consists of injection of the melt on the surface of the rapidly rotating wheel made of copper. In this way the very fast solidification prohibiting crystallization is achieved. Whereas the bulk thermomagnetic curves were measured using vibrating sample magnetometer equipped with commercial sample holder, for the measurements of the surface thermomagnetic properties using magneto-optical Kerr effect (MOKE) the sample holder had to be designed and constructed in such a way that heating of the sample from the room temperature up to 600 K during magnetic measurements was possible.

Although the supported experimental methods have clearly yielded an amorphous structure of the sample, the surface and bulk thermomagnetic curves were not identical. Both dependences identified a decrease of magnetization at the transition temperature from the ferromagnetic into paramagnetic state of 443 K. Whereas the bulk magnetization decreased steeply at the magnetic transition temperature to zero value maintaining it up to the beginning of crystallization of the amorphous structure at 847 K, a decrease of the surface magnetization expressed by Kerr effect was sluggish to the value of 0.05 mrad that was nearly constant up to 500 K. The hysteresis loop measured at 460 K showed lower saturation magnetization and higher coercivity compared to the room temperature values. The reason can be seen in a nucleation of the very small crystallites randomly dispersed in the initial amorphous phase and/or in a formation of thin magnetically harder oxide layer. Both effects were already experimentally evidenced, but in the much thicker surface region using e.g. scanning electron microscopy or conversion electron Mössbauer spectrometry. Due to the fact that the ribbons yielded different surfaces influenced by the technology used, the samples were measured from both sides. Nevertheless the obtained results did not yield any important differences.

Key words: amorphous state, thermomagnetic curves, surface, bulk, Curie temperature

Závislost magnetizace zkoumaného magnetického systému na teplotě, termomagnetické křivky, jsou jednou z klíčových charakteristik při popisu magnetického chování slitin. Nejinak je tomu i v případě amorfních případně nanokrystalických pásků

na bázi železa připravených metodou rovinného liti (anglicky planar flow casting - PFC), kdy je tavenina z křemenné trysky vystřikována tlakem argonu na rotující měděný válec. Tím dochází k jejímu rychlému ochlazení a tunutí. Běžně dosažitelné rychlosti se

pohybují řádově mezi 10^5 až 10^{10} K/s [1]. Tím vznikají pásky šířky od 2 do 150 mm a tloušťky kolem 20 μm . Struktura takto vzniklých pásků je většinou amorfni případně nanokrystalická. Takto připravené materiály na bázi železa vykazují velmi dobré vlastnosti magneticky měkkých materiálů využitelných především v oblasti senzoriky a magnetických jader [1,2].

Z termomagnetických křivek lze určit především hodnotu Curieho teploty T_C charakterizující přechod z feromagnetického do paramagnetického stavu, která je silně závislá na složení materiálu [3,4] a na podmínkách přípravy, jako jsou homogenita chemického složení taveniny, její teplota, ochranná atmosféra, rychlost tuhnutí, a podobně. Dalším klíčovým parametrem, který lze stanovit z teplotních závislostí magnetizace amorfních materiálů, je krystalizační teplota. Tepelné zpracování amorfni slitiny nad touto hodnotou obvykle způsobí degradaci většiny fyzikálních vlastností a zvýšení magnetické tvrdosti vlivem tvorby nových krystalických fází, u nichž velikost krystalů může přesáhnout i 100 nm [5]. Proto byly vyvinuty materiály zcela konkrétního složení, např. FINEMET (Fe-Si-Nb-Cu-B) [6] nebo NANOPERM (Fe-M-B, M = Hf, Nb, Zr, Ta) [7], které se rovněž připravují technologií PFC v amorfni stavu. Následné řízené tepelné zpracování okolo krystalizační teploty pak vede ke vzniku velmi malých krystalitů o velikostech 10-20 nm, které jsou rozptýleny v amorfni matici a takto vzniklá struktura naopak příznivě ovlivňuje magneticky měkké vlastnosti a přispívá k výraznému zvýšení magnetizace v nasycení [8].

Vzhledem k tomu, že chování výsledných výrobků je často určeno jak objemovými, tak i povrchovými vlastnostmi, je cílem předkládané studie analýza termomagnetických křivek povrchu a objemu amorfniho CoSiB pásku připraveného metodou PFC. Termomagnetické křivky, naměřené pomocí vibračního vzorkovacího magnetometru (vibrating sample magnetometer - VSM) a reprezentující závislost objemové magnetizace (průměrované přes celý objem vzorku) na teplotě, jsou srovnány s teplotními závislostmi získanými pomocí magnetooptického Kerrova jevu (MOKE) z povrchu zkoumaných vzorků. Zatímco u VSM bylo použito komerčního držáku vzorků, pro magnetooptická měření bylo třeba vyvinout a vyrobit speciální držák, který byl implementován do magnetooptické diferenciální intenzitní metody a který umožnil měření povrchových hysterézních smyček a termomagnetických křivek v místě na povrchu osvětleném laserovým svazkem. Vyvinutý prototyp držáku vzorků lze využít pro měření teplot od pokojové do 600 K.

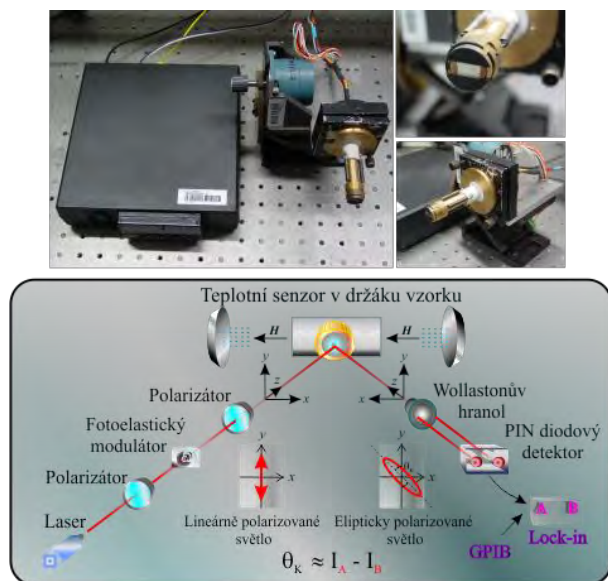
Popis pásků a experimentálních metod

Pásy $\text{Co}_{72.5}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$ o tloušťce 20 μm a šířce 10 mm byly připraveny nástřikem taveniny na rotující měděný válec (PFC metoda) a analyzovány v původním amorfni stavu. Amorfnost vzorků na povrchu i

v objemu byla potvrzena X-ray difrakcí a metodami Mössbauerovy spektroskopie. Z důvodu snahy studovat vliv teploty na povrchové magnetické vlastnosti obou stran pásku byla magnetooptická (MO) měření prováděna jak na lesklé (air) straně (tj. na straně, která je při výrobě pásku ve styku se vzduchem), tak na matné (wheel) straně, která je v kontaktu s rotujícím válcem.

Povrchové hysterézní smyčky a termomagnetické křivky byly měřeny pomocí diferenciální intenzitní MO metody (spodní část obr. 1). Světlo vycházející z červené laserové diody ($\lambda = 670$ nm) je modulováno fotoelastickým modulátorem s frekvencí 100 kHz. Před dopadem na vzorek je světlo lineárně polarizováno (s nebo p polarizace). Přibližně 1.5 cm dlouhý a maximálně 8 mm široký pásek je uchycen ve speciálně navrženém nemagnetickém držáku (horní část obr. 1). Uvnitř mosazného držáku se nachází topné těleso, jehož teplotu lze nastavit pomocí digitálního kontroléru. Na konci topného tělesa, v blízkosti měřeného vzorku, je umístěn termočlánek, který snímá aktuální teplotu a zobrazuje ji na displeji kontroléru. Tato hodnota se zároveň stává zpětnou vazbou pro správné nastavení teploty a její případnou regulaci. Skutečná teplota na povrchu vzorku je navíc kontrolována pomocí ručního pyrometru Optris LS LT, který umožňuje fokusovat laserový spot ze vzdálenosti asi 6 cm na průměr zhruba 1 mm a z této plochy stanovit teplotu. Problémem je neznalost emisivity ε obou povrchů pásku. Z tohoto důvodu jsme mosazné čelo držáku, které se přímo dotýká měřeného vzorku, nastříkali černým sprejem se známou emisivitou ($\varepsilon = 0.95$) a porovnáváme teplotu v tomto místě s teplotou detekovanou kontrolérem. Obě hodnoty jsou velmi dobře srovnatelné na nízkých teplotách, při vyšších teplotách (maximální aplikovaná teplota je 600 K) se lišily nejvýše o 10 K.

Světlo odražené od povrchu pásku je obecně elipticky polarizováno a nese informaci o magnetizaci vzorku z hloubky pouze 10-20 nm a plochy laserového svazku (přibližně kruh o průměru 300 μm). Poté prochází přes Wollastonův hranol, který rozděluje reflektovaný signál na dva navzájem kolmé lineárně polarizované svazky. Ty jsou detekovány pomocí PIN fotodiod a jejich rozdílový signál je přímo úměrný MO úhlu Kerrovy rotace θ_K , který popisuje vychýlení hlavní poloosy polarizační elipsy odraženého signálu vůči původní lineární polarizaci svazku dopadajícího na vzorek. Měřené povrchové hysterézní smyčky a termomagnetické křivky zobrazují Kerrovu rotaci vyjádřenou jako funkci externího magnetického pole H a Kerrovu rotaci v nasycení v závislosti na teplotě. V experimentální konfiguraci ukázané na obr. 1 je úhel θ_K citlivý na longitudinální komponentu magnetizace M_L (ležící v rovině dopadu a v rovině vzorku), která je rovnoběžná s magnetickým polem H a osou pásku.



Obr. 1 Horní obrázky ukazují detaily teplotního držáku vzorku pro magnetooptická měření. Blokové schéma intenzitní diferenciální magnetooptické metody je na spodním obrázku.

Fig. 1 Upper images show the details of temperature sample holder used for the magneto-optical measurements. Schematic description of the differential intensity magneto-optical method is shown in lower image.

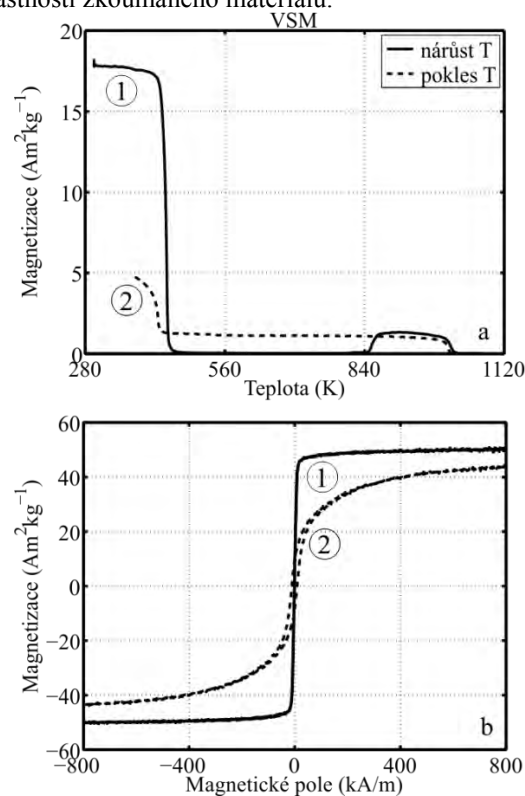
Objemové termomagnetické křivky (obr. 2a) byly měřeny pomocí vibračního vzorkovacího magnetometru EG&G Princeton Applied Research. Vzorek kruhového tvaru o průměru 3 mm byl umístěn v keramickém držáku upevněném na vibrující tyčce. Před zahřátím (1) a po ochlazení (2) vzorku byly vždy změřeny hysterézní smyčky, obr. 2b, při pokojové teplotě a v externím poli 0–800 kA/m. Termomagnetické křivky při rostoucí (plná čára) a klesající (čárkovaná čára) teplotě byly měřeny v konstantním magnetickém poli 4 kA/m, rychlosti růstu teploty 4 K/min, ve vakuu zhruba 10 mPa a teplotním rozsahu od pokojové teploty do 1100 K.

Výsledky a diskuze

A) Objemové magnetické vlastnosti

Změny objemové magnetizace ve vzorku CoSiB v závislosti na rostoucí a klesající teplotě jsou ukázány na termomagnetických křivkách na obr. 2a. Před zahříváním vzorku byla při pokojové teplotě změřena hysterézní smyčka (obr. 2b, křivka 1). Jedná se o typickou téměř pravoúhlou smyčku amorfního materiálu s koercitivním polem okolo 0.5 kA/m, která vykazuje nasycení již po dosažení magnetického pole 150 kA/m. Na termomagnetické křivce při rostoucí teplotě je vidět, že krátce po dosažení teploty 443 K dochází ke skokovému poklesu magnetizace na nulovou hodnotu. Tato zjištěná Curieho teplota je podstatně nižší než hodnota naměřená na vzorcích nežíhaných CoSiB drátů stejného složení [9], ale korespondující s hodnotami uvedenými v referencích [10,11]. Vzorek s nulovou magnetizací zůstává v paramagnetickém stavu až do teploty 847 K. Následné zvýšení magnetizace a přechod do feromagnetického stavu odráží změnu ve struktuře vzorku. Tato teplota se označuje jako teplota

krystalizace, při níž se v amorfni matici tvoří krystaly nové fáze (CoSi). Vzorek vykazuje feromagnetický stav až do okamžiku, kdy nově vzniklé krystaly dosáhnou magnetického přechodu, to je asi při 1020 K a vzorek přejde opět do paramagnetického stavu. Zpět do feromagnetického stavu se vzorek dostane při poklesu teploty (obr. 2a, čárkovaná křivka) opět přibližně při 1020 K. Hodnotu magnetizace odpovídající vzniklé krystalické fázi si vzorek podrží až do okamžiku přechodu zbytkové amorfni matrice z paramagnetického do feromagnetického stavu, těsně pod teplotou 443 K. Po poklesu a ustálení teploty vzorku na pokojové hodnotě (asi 298 K) byla změřena opět hysterézní smyčka, označená na obr. 2b pod číslicí 2. Je vidět, že díky krystalizaci není smyčka ani při poli 800 kA/m ještě zcela nasycena a dochází k výraznému zvýšení koercitivního pole (asi 9.87 kA/m). Krystalizace tedy v tomto případě výrazně zhoršuje magneticky měkké vlastnosti zkoumaného materiálu.



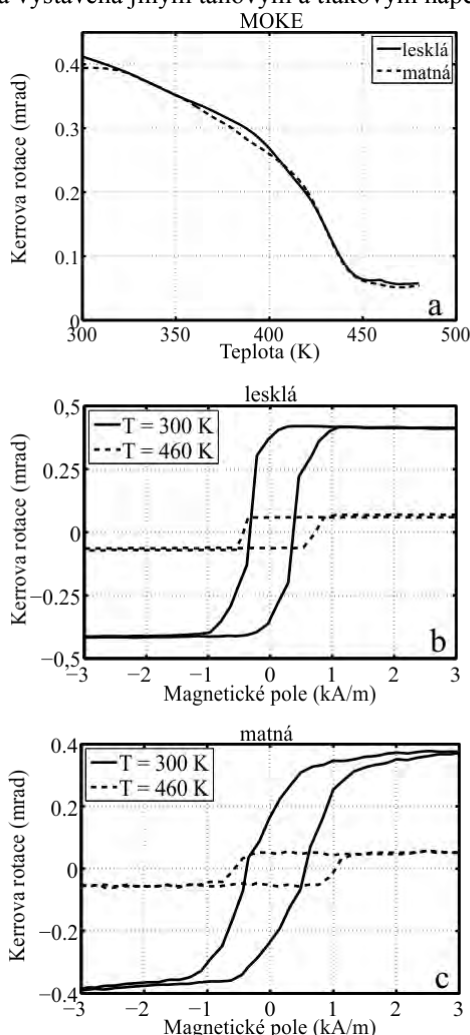
Obr. 2 (a) VSM termomagnetické křivky CoSiB pásku popisující chování magnetizace při ohřátí vzorku na 1100 K (plná čára) a ochlazení zpět na pokojovou teplotu (čárkovaná čára). (b) Objemové magnetizační křivky před zahřátím a po ochlazení.

Fig. 2 (a) VSM thermomagnetic curves of CoSiB ribbon showing the magnetization behaviour at heating up to 1100 K (full line) and cooling down to the room temperature (dashed line). (b) Volume magnetization curves before heating and after cooling.

B) Povrchové magnetické vlastnosti

Termomagnetické křivky naměřené jak na lesklém, tak matném povrchu CoSiB vzorků pomocí MOKE jsou ukázány na obr. 3a. Byly měřeny jak při rostoucí, tak klesající teplotě. Vzhledem k tomu že nebyly pozorovány žádné rozdíly, jsou na obr. 3a vykresleny pouze závislosti při rostoucí teplotě. Je vidět, že

v rozsahu teplot 300 K až 400 K magnetooptický efekt v nasycení pomalu klesá a teprve po překročení této teplotní oblasti gradient Kerrovy rotace výrazněji roste. Zlom nastává při teplotě 440 K (u objemových měření se jedná o Curieho teplotu), kdy hodnota Kerrovy rotace v nasycení klesne na 0.05 mrad. Na rozdíl od objemových měření MO efekt s rostoucí teplotou neklesne až na nulu, ale zůstává přibližně na hodnotě 0.05 mrad. Z obr. 3a je také patrný podobný tvar termomagnetických křivek na lesklé i matné straně vzorku, přestože jejich struktura je výrazně ovlivněna odlišnými podmínkami během přípravy. Výraznější rozdíly mezi oběma stranami jsou zřetelně vidět až z obr. 3b a 3c, kde jsou ukázány povrchové hysterézní smyčky z lesklé a matné strany při pokojové teplotě (300 K) a při teplotě 460 K, to je nad objemovou Curieho teplotou. Při pokojové teplotě je vidět největší rozdíl ve tvaru hysterézních smyček naměřených na vzorcích v původním amorfním stavu. Důvodem je, že při výrobě pásků výše popsanou technologií je každá strana vystavena jiným tahovým a tlakovým napětím.



Obr. 3 (a) MOKE termomagnetické křivky v rozsahu teplot 300 K až 480 K a (b,c) hysterézní smyčky měřené při teplotách 300 K a 460 K na lesklé a matné straně.

Fig. 3 (a) MOKE thermomagnetic curves in the temperature range from 300 K to 480 K and (b, c) hysteresis loops measured at the temperatures of 300 K and 460 K on the air and at wheel sides, respectively.

To se projevuje různou povrchovou magnetickou anizotropií ovlivňující tvar smyčky a také odlišnou velikostí koeritivního pole, které bylo 0.353 kA/m na lesklé a 0.475 kA/m na matné straně. Po ohřevu vzorků na 460 K naměřené hysterézní smyčky vykazují jednak výrazně nižší hodnotu Kerrovy rotace v nasycení a také zhruba 1.5 násobné zvýšení hodnot koeritivního pole na obou stranách vzorků ve srovnání s původním stavem. To je důsledek změny ve struktuře povrchu, jejíž příčinou může být buď velmi tenká vrstva magneticky tvrdšího oxidu (<15 nm) nebo tvorba krystalků v původní amorfní matici, jejichž množství a velikost nejsou detekovány metodami s hloubkovou citlivostí větší než je citlivost MOKE.

Závěr

Uvedená studie magnetického chování povrchu a objemu vzorků ve tvaru tenkých pásků připravených metodou rychlého chlazení litím taveniny na rotující měděný válec ukázala rozdíly mezi teplotní závislostí objemové a povrchové magnetizace a tím i význam experimentální metody MOKE umožňující sledovat vlastnosti tenké povrchové oblasti. Zatímco objemová magnetizace klesá po přechodu vzorku do paramagnetického stavu na nulu, povrchová magnetizace vykazovala nenulovou hodnotu danou buď přítomností tenké vrstvy oxidu nebo začínající krystalizací pouze v tenké povrchové vrstvě. Ani jeden z těchto jevů neovlivnil průběh objemové termomagnetické křivky. Navíc tato studie prokázala funkčnost držáku vzorků pro magnetooptická měření při zvýšených teplotách.

Práce byla podpořena granty CZ.1.05/2.1.00/01.0040 a P205/11/2137 na VŠB Ostrava a vznikla v rámci CEITEC - Středoevropského technologického institutu s pomocí výzkumné infrastruktury financované projektem CZ.1.05/1.1.00/02.0068 z Evropského fondu regionálního rozvoje.

Literatura

- [1] INOUE, A., HASHIMOTO, K. *Amorphous and nano-crystalline materials*, 1st ed., vol. 3. Springer, 2001, pp. 1-216
- [2] MEYDAN, T., Application of amorphous materials to sensors, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 133, 525, 1994
- [3] McHENRY, M. E., WILLARD, M. A., IWANABE, H., SUTTON, R. A., TURGUT, Z., HSIAO, A., LAUGHLIN, D. E., Nanocrystalline materials for high temperature soft magnetic applications: A current prospectus, *Bulletin of Materials Science*, 22, 495, 1999
- [4] POLO, C. G., PÉREZ-LANDEZABAL, J. I., RECARTE, V., Temperature dependence of magnetic properties in Fe-Co and Fe-Cr base nanocrystalline alloys, *IEEE Transactions on Magnetics*, 39, 3019, 2003
- [5] VÁZQUEZ, M., MARIN, P., DAVIES, H. A., OLOFINJANA, A. O., Magnetic hardening of FeSiBCuNb ribbons and wires during the first stage of crystallization to a nanophase structure, *Applied Physics Letters*, 64, 3184, 1994
- [6] YOSHIZAWA, Y., OGUMA, S., YAMAUCHI, K., New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure, *Journal of Applied Physics*, 64, 6044, 1988

[7] SUZUKI, K., MAKINO, A., INOE, A., MASUMOTO, T., Low core losses of nanocrystalline Fe-M-B ($M=Zr, Hf, \text{ or } Nb$) alloys, *Journal of Applied Physics*, 74, 3316, 1993

[8] SUZUKI, K., MAKINO, A., INOE, A., MASUMOTO, T., Soft magnetic properties of nanocrystalline bcc Fe-Zr-B and Fe-M-B-Cu ($M=\text{transition metal}$) alloys with high saturation magnetization, *Journal of Applied Physics*, 70, 6232, 1991

[9] SANCHEZ, T., ALVAREZ, P., OLIVERA, J., PÉREZ, M. J., BELZUNCE, F. J., SANTOS, J. D., SÁNCHEZ LI, J. L., SÁNCHEZ, M. L., GORRIA, P., HERNANDO, B., Torsion annealing influence on the impedance behaviour in amorphous FeSiB and CoSiB wires, *Journal of Non-Crystalline Solids*, 353, 914, 2007

[10] MAŤKO, I., ŠVEC, P., ŠVEC Sr., P., JANIČKOVIČ, D., STOICA, M., GEMMING, T., Preparation of rapidly quenched bilayer ribbons, their properties and interface structure, *Proc. 17th Int. Conference on Applied Physics of Condensed Matter.*, J. Vajda, I. Jammický (eds.), 145, 2012

[11] KULIK, T., MATYJA, H., LISOWSKI, B., Magnetization of amorphous and crystalline CoSiB alloys, *Materials Science and Engineering*, 99, 77, 1988

Zařízení pro využití vysokopecního plynu v Číně

Jiangsu Yonggang to build BF-gas fuelled cogeneration plant. Metallurgical Plant and Technology, 2013, č. 4, s. 15

Čínská firma Jiangsu Yonggang se rozhodla instalovat čtyři kogenerační jednotky, které budou využívat vysokopecní plyn. Bude to první realizace tohoto typu na světě. Budou použity kogenerační jednotky firmy Genral Electric 1,97 MW J620 Jenbacher s kombinovaným výkonem 7,88 MW. Účinnost jednotek bude 83,5 %. Cílem investice je snížení nákladů na energii v huti Jiangsu Yonggang a snížení emisí CO_2 o 63 000 t/r.

L J

Výstavba konvertorové ocelárny v Indii

Jindal to build new converter shop. Metallurgical Plant and Technology, 2013, č. 4, s. 16

Indická firma Jindal Steel and Power Ltd. (JSPL) objednala u firmy SMS Siemag dodávku konvertorové ocelárny typu X-Melt včetně zařízení sekundární metalurgie a zařízení pro omezení negativních ekologických dopadů. Ocelárna bude stát v městě Angul ve státě Odisha. V první fázi bude mít ocelárna výrobnost 3,8 mil. t/r. V ocelárně budou pracovat dva konvertory 250 t. U každého konvertoru bude zařízení pro čištění plynů a využívání jejich energie. Dále zde budou tři pánvové pece, odsiřovací zařízení, vakuová RH stanice a další zařízení. V budoucnu se počítá s instalací třetího konvertoru a s dalším zařízením sekundární metalurgie.

V ocelárně se budou vyrábět vysoce kvalitní oceli ULC s velmi nízkým obsahem uhlíku, oceli API (X70) i oceli pro elektrotechniku.

L J

Prvé zařízení pro odfosfoření

Vandana Global orders dephosphorization. Metallurgical Plant and Technology, 2013, č. 4, s. 16-17

Indický výrobce oceli, firma Vandana Global, objednal u firmy Siemens Metals Technologies specializované zařízení pro odfosfoření. Zařízení vyhovuje indickým předpisům, platným v této oblasti. Zařízení bude přizpůsobeno potřebám malých a středních výrobců, kteří vyrábějí ocel v indukčních pecích ze šrotu a z houbového železa. Půjde o první průmyslovou instalaci zařízení tohoto druhu. Firma Vandana bude moci nabízet oceli o vyšší jakosti.

L J

Kavitační depozice aktivních nanočástic na nosné mikročástice

Cavitation Deposition of Active Nanoparticles on Carrier Microparticles

doc. RNDr. Richard Dvorsky, Ph.D.¹, prof. Ing. Petr Praus, Ph.D.², Ing. Soňa Študentová²

¹VŠB-Technická Univerzita Ostrava, Hornicko-geologická fakulta, Institut fyziky, RMTVC, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

²VŠB-Technická Univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, Katedra analytické chemie a zkoušení materiálů, RMTVC, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

Článek informuje o zlepšení podmínek katalytického využití fotoaktivních nanočástic ZnS-CTA, produkovaných ve srážení reakcí octanu zinečnatého a síranu sodného při stabilizaci surfaktantem cetyltrimethylammonium-bromid (CTAB). V práci je popsána metoda tzv. kavitační depozice nanočástic ZnS-CTA do nosných mikročástic montmorillonitu (MMT). Nosné mikročástice montmorillonitu jsou v první fázi procesu desintegrovány kavitací při vysoce turbulentním míchání v ultrazvukovém poli. Získaná vodná mikrodisperze MMT je lyofilizována při -24 °C. Vysušený materiál je následně rozmíchán ve vodné disperzi fotoaktivních nanočástic ZnS-CTA a sonifikován při turbulentním míchání za vzniku nanokompozitních mikročástic ZnS-CTA-MMT. V režimu intenzivní mikrokavitace v ultrazvukovém poli, byly nanočástice ZnS-CTA deponovány do povrchu nosných částic montmorillonitu a nový materiál byl lyofilizován za velmi nízkého tlaku při teplotě -24 °C. Vysušený fotokatalytický materiál vykazuje výrazný nárůst měrného povrchu a obsahu ZnS s předpokládaným nárůstem fotokatalytické účinnosti na cca 300%.

Klíčová slova: kavitační depozice, ultrazvuk, fotoaktivní nanočástice, ZnS, montmorillonit, lyofilizace

The article informs about improvement of the conditions of catalytic applications of photoactive nanoparticles ZnS-CTA, produced by the precipitation reaction of zinc acetate and sodium sulphate in stabilizing surfactant cetyltrimethylammonium bromide (CTAB). The paper describes a method called cavitation deposition of ZnS-CTA nanoparticles into the supporting montmorillonite (MMT) microparticles. Carrier montmorillonite microparticles in the first step of the process are disintegrated by cavitation in highly turbulent mixing in the ultrasound field. The resulting aqueous microdisperse MMT is lyophilized at -24 °C. The dried material is then mixed with an aqueous dispersion of photoactive nanoparticles ZnS-CTA, and sonicated with turbulent stirring to form nanocomposite microparticles ZnS-CTA-MMT. In the intensive microcavitation in the ultrasound field, the nanoparticles ZnS-CTA were deposited on the surfaces of the carrier montmorillonite particles and the new material was lyophilized at very low pressure at the temperature of -24 °C. The measurement of parameters of this resulting nanocomposite material ZnS-MMT-CTA after cavitation deposition confirms the expected increase in the density of ZnS-CTA nanoparticles, deposited on the carrier montmorillonite particles surface, which more than doubled the value of the specific surface area of the new material. If we accept the assumption that the nanoparticles ZnS-CTA on the surface of the carrier particles bind only single layer, with respect to the morphology of the nanocomposite material the photocatalytic efficiency should be proportional to the product of the specific surface area and to the total content of deposited ZnS. In this assessment the cavitation deposited material compared to the standard material showed an increase of the photocatalytic efficiency of 300%.

Key words: cavitation deposition, ultrasound, photoactive nanoparticles, ZnS, montmorillonite, lyophilization

Fyzika a chemie velmi malých částic má kořeny v dlouholeté tradici koloidní chemie [1,2]. Významnou oblastí současných nanotechnologií je příprava nanočástic (rozměrů menších než 100 nm) metodami top-down a bottom-up [3-5]. Pro přípravu nanočástic rozměru jednotek nanometrů se ukázaly výhodnější metody bottom-up, založené na různých variantách syntetických chemických reakcí. V našich předchozích pracích [6-8] jsme referovali o přípravě nanočástic ZnS-CTA o velikostech 3-5 nm pomocí chemické reakce síranu sodného a octanu zinečnatého ve vodných disperzích za přítomnosti surfaktantu CTAB, který omezil a stabilizoval jejich velikost. Základní motivací

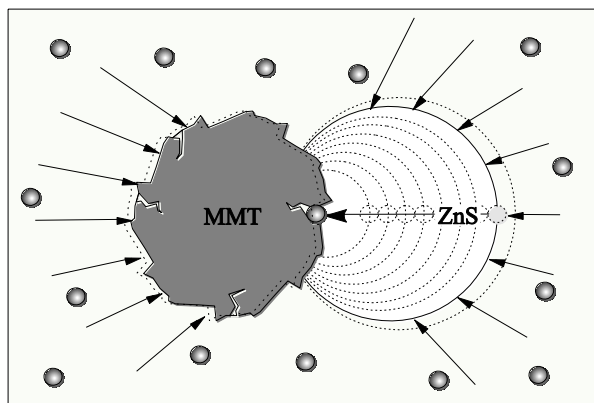
pro jejich přípravu je dosažení maximálního aktivního reakčního povrchu a využití jejich polovodivých vlastností při fotokatalytické degradaci nežádoucích látek [9,10]. Syntetizované nanočástice představují ve výsledné vodné disperzi velmi malý objemový podíl a pro dosažení lepší praktické manipulace je vhodné je deponovat na větší nosné částice. Z těchto důvodů bylo 300 ml primární disperze nanočástic ZnS-CTA třepáno společně s mikročásticemi MMT (<5 µm) po dobu 24 hodin [6]. Nanočástice ZnS-CTA tak byly působením elektrostatických sil zeta-potenciálu a sil Van der Waalsových deponovány do povrchů a pórů částic montmorillonitu. Výsledné větší nanokompozitní

agregáty ZnS-CTA-MMT byly centrifugovány, následně zachyceny na filtračním papíru, několikrát promyty demineralizovanou vodou a usušeny při teplotě cca 70°C. Takto připravený suchý prášek ZnS-CTA-MMT je připraven pro snadné praktické manipulace při fotokatalytických aplikacích.

V této práci je prezentována alternativní metoda přípravy nosných kompozitních mikročástic ZnS-CTA-MMT aplikací kavitačních implozí při depozici nanočástic ZnS-CTA do povrchů a porů nosných částic montmorillonitu ve vodné disperzi. V důsledku výrazně vyšších impaktních rychlostí při kolizích ZnS-CTA a MMT lze očekávat zvýšení počtu nanočástic ZnS-CTA ve výsledném nanokompozitu.

Depozice nanočástic kavitační implozí

Nová metoda kavitační depozice využívá implozí kavitačních bublin, které vznikly nukleací na vnějším povrchu dispergovaných částic. Extrémní dynamika implozivního kolapsu samotných kavitačních bublin, popsána v práci [11], vede ke vzniku vysokých impaktních tlaků až desítky GPa v závěrečné fázi imploze. Hustota nanočástic ve vodné disperzi je vysoká a kavitační bublina, nukleovaná na stěně nosné mikročástice MMT zachytí s vysokou pravděpodobností svým expandujícím rozhraním fotoaktivní nanočástici ZnS-CTA. Při zániku tahových napětí v kapalině pak dochází k implozivnímu kolapsu bubliny mezi oběma částicemi jak schematicky ukazuje obr. 1.



Obr. 1 Schéma vysokoenergetického impaktu deponované nanočástice ZnS-CTA na povrch MMT při implozi kavitační bubliny

Fig. 1 Scheme of high energy impact of ZnS-CTA nanoparticle deposited on the surface of the MMT on implosion of cavitation bubble

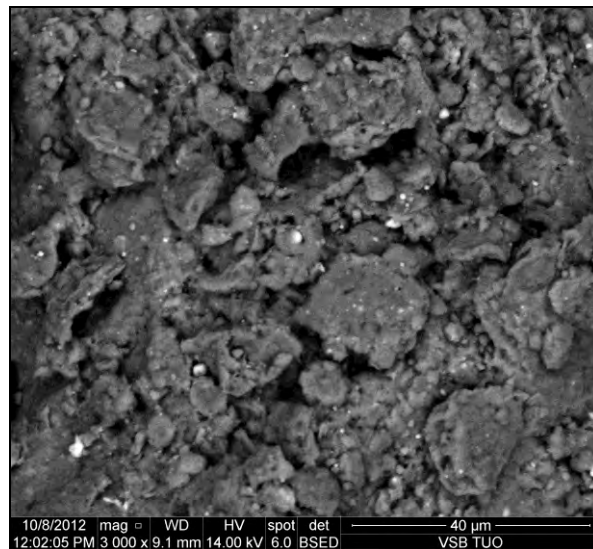
Uvedeným způsobem jsou nanočástice ZnS-CTA deponovány do povrchu nosných mikročástic MMT s výrazně vyšší frekvencí a energií srážek.

Při praktickém provedení kavitační depozice byly částice MMT nejprve desintegrovány při intenzivním turbulentním mícháním v ultrazvukovém poli po dobu 30 min do jemné vodné microdisperze a ta byla následně vysušena vakuovým vymrazením při -24 °C. Vysušený produkt byl přidán do vodné disperze nanočástic ZnS-CTA a následně opět

desintegrován po dobu 30 min. Vakuovým vysušením při -24 °C byla disperze převedena na nanokompozitní prášek.

Experiment depozice nanočástic ZnS-CTA do nosných částic MMT

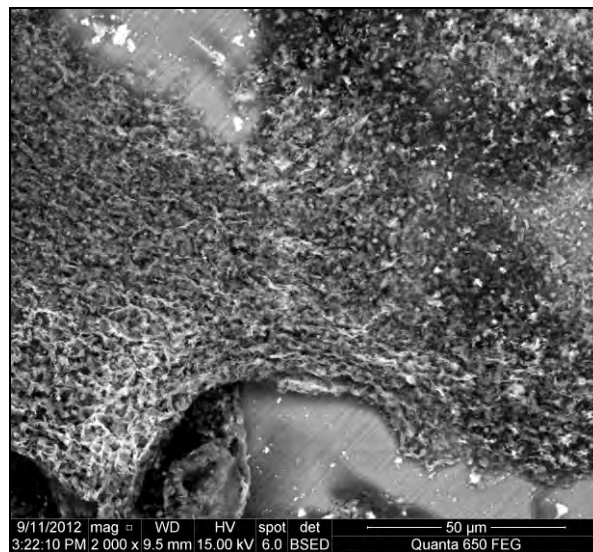
Nanočástice ZnS-CTA, precipitované ve výše uvedené srážecí reakci, byly deponovány na mikročástice MMT metodou třepání smíšené disperze ZnS-CTA + MMT po dobu 24 hodin [6]. Takto byl připraven kompaktní nanokompozit, jehož mikrofotografie je zobrazena na obr. 2.



Obr. 2 SEM mikrofotografie nanokompozitu ZnS-CTA-MMT připraveného metodou třepání (Field Emission-SEM - QUANTA 450 FEG (EDAX))

Fig. 2 The SEM micrographs of nanocomposite ZnS-CTA-MMT prepared by shaking method

Nanokompozitní materiál připravený kavitační depozicí na Obr. 3 vykazoval zřetelnou lamelární strukturu.

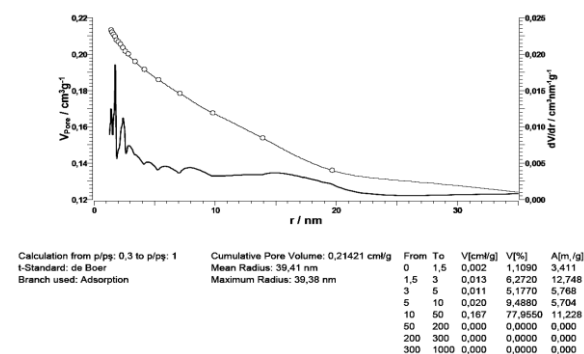


Obr. 3 SEM mikrofotografie nanokompozitu ZnS-CTA-MMT připraveného kavitační depozicí (Field Emission -SEM - QUANTA 450 FEG (EDAX))

Fig. 3 The SEM micrographs of nanocomposite ZnS-CTA-MMT prepared by cavitation deposition

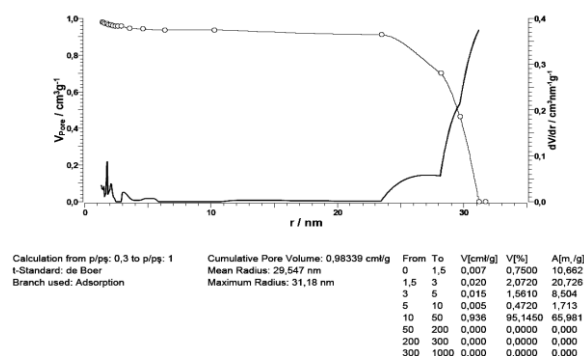
Pro porovnání účinnosti depozice obou metod byla provedena rovněž energiově disperzní rentgenová spektroskopická mikroanalýza EDAX šesti různých povrchových oblastí o rozměrech 100x100 μm na každém materiálu. Při přibližné hloubce vniku 5 μm excitujících elektronů byl zaznamenán asi 1,5 krát vyšší průměrný obsah ZnS, a tedy i nanočástic ZnS-CTA deponovaných kavitací, než v případě depozice třepáním po dobu 24 hodin.

Pro další praktické účely, např. fotokatalytické aplikace, je požadován vysoký obsah dobře přístupných nanočástic ZnS-CTA, umístěných na velkém měrném povrchu MMT. Z těchto důvodů je důležitá jejich fixace na maximální ploše povrchu a porů MMT. Metodou BET izoterm byl měřen specifický povrch Σ a současně i kumulativní objem porů V_{pore} nanokompozitů ZnS-CTA-MMT, připravených oběma metodami.



Obr. 4 Porozimetrická analýza po třepání
Fig. 4 Porosimetric analysis after shaking

Materiál připravený metodou třepání vykazoval měrný povrch $\Sigma = 37,2 \text{ m}^2\text{g}^{-1}$ a $V_{\text{pore}} = 0,214 \text{ cm}^3\text{g}^{-1}$ viz obr. 4, zatímco materiál připravený metodou kavitací depozice vykazoval $\Sigma = 79,5 \text{ m}^2\text{g}^{-1}$ a $V_{\text{pore}} = 0,983 \text{ cm}^3\text{g}^{-1}$ viz obr. 5.



Obr. 5 Porozimetrická analýza po kavitací depozici
Fig. 5 Porosimetric analysis after cavitation deposition

Naměřené hodnoty ukazují, že metoda kavitací depozice vede ke zvýšení měrného povrchu na cca 214% standardní hodnoty po aplikaci metody třepání. Rovněž celkový obsah ZnS cca 7 hm.% [6] ve standardním kompozitu ZnS-CTA-MMT, získaném metodou třepání, byl při alternativní přípravě kavitací depozicí zvýšen na 150 % (10,5 hm. %).

Závěr

Dosud získané experimentální zkušenosti s kavitací depozicí nanočástic ZnS-CTA do nanokompozitních nosných částic ZnS-CTA-MMT potvrdily základní předpoklady vyplývající z teoretického modelu kavitací implozí bublin mezi dvěma částicemi. Měření parametrů výsledného nanokompozitního materiálu ZnS-CTA-MMT po kavitací depozici potvrzují očekávaný nárůst hustoty deponovaných nanočástic ZnS-CTA na povrchu při jeho současném více než dvojnásobném zvětšení. Pokud přijmeme předpoklad, že nanočástice ZnS-CTA se na povrch nosné částice vážou pouze v jednoduché vrstvě, pak s ohledem na morfologii nanokompozitního materiálu by měla být fotokatalytická účinnost úměrná součinu měrného povrchu a celkového obsahu deponovaného ZnS. Při takovém posouzení vykazuje kavitací depozovaný materiál ve srovnání se standardním materiálem zvýšení fotokatalytické účinnosti na hodnotu cca 300 %.

Poděkování

Tato práce vznikla při řešení projektu CZ.1.05/2.1.00/01.0040 Regionálního Materiálového Technologického Výzkumného Centra (RMTVC)

Literatura

- [1] ANTONIETTI, M.: *Colloid Chemistry I*, Springer, 2003
- [2] BIRDI, K. S.: *Handbook of Surface and Colloid Chemistry*, Third Edition, CRC Press, 2009
- [3] HOSOKAWA, M., NOGI, K., NAITO, M., YOKOYAMA, T.: *Nanoparticle Technology Handbook*, Elsevier 2007
- [4] MEHTA, S.K., KUMAR, S., GRADZIELSKI, M. *Colloid Interface Sci.* 360 (2011) 497
- [5] BARATON, M.I.: Synthesis, Functionalization and Surface Treatment of Nanoparticles, *ASP*, 2003, 147-171
- [6] KOZÁK, O., PRAUS, P., KOČÍ, K., KLEMENTOVÁ, M.: Preparation and characterization of ZnS nanoparticles deposited on montmorillonite. *Advanced Science, Journal of Colloid and Interface Science*, 352 (2010) 244-251
- [7] PRAUS, P., DVORSKÝ, R., HORÁNKOVÁ, P., POSPÍŠIL, M., KOVÁŘ, P.: Precipitation, stabilization and molecular modeling of ZnS nanoparticles in the presence of cetyltrimethylammonium bromide. *Journal of Colloid and Interface Science*, 377 (2012) 58-63
- [8] PRAUS, P., DVORSKÝ, R., KOZÁK, O.: Precipitation of ZnS nanoparticles and their deposition on montmorillonite. *Advanced Science, Engineering and Medicine*, 3 (2011) 113-118.
- [9] AKURATI, K.K.: *Synthesis of TiO₂ based nanoparticles for photocatalytic applications*, Guliver Verlag, 2007
- [10] MASCOLO, G. et al.: Photocatalytic degradation of methyl red by TiO₂: Comparison of the efficiency of immobilized nanoparticles versus conventional suspended catalyst. *Journal of Hazardous Materials*, 2007 142(1-2):130-7
- [11] DVORSKÝ, R., LUŇÁČEK, J., SLÍVA, A.: Dynamics Analysis of Microparticles Cavitation Disintegration During Nanopowder Preparation in New Water Jet Mill (WJM). *Advanced Powder Technology*, Vol. 22, Issue 5, September 2011, pp. 639-643

neželezné kovy a slitiny

Determination of Solidus and Liquidus Temperatures for 20MnMoNi5-5 Steel Grade by Thermal Analysis Methods and by Calculations

Stanovení teplot solidu a likvidu oceli 20MnMoNi5-5 metodami termické analýzy a výpočty

Ing. Karel Gryc, Ph.D.¹, doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D.², Ing. Monika Žaludová, Ph.D.², Ing. Markéta Tkadlečková, Ph.D.¹, Ing. Ladislav Socha, Ph.D.¹, prof. Ing. Karel Michalek, CSc.¹, Ing. Pavel Machovčák, Ph.D.³, prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.²

¹VŠB – Technical University of Ostrava, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, Department of Metallurgy, RMSTC, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Czech Republic

²VŠB-Technical University of Ostrava, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, Department of Physical Chemistry and Theory of Technological Processes, RMSTC, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Czech Republic

³VÍTKOVICE HEAVY MACHINERY, a.s., Ruská 2887/101, Vítkovice, 703 00 Ostrava, Czech Republic

The paper is devoted to the determination of solidus and liquidus temperatures obtained by thermo-analytical methods and by the generally used empirically based formulas and thermo dynamical Computherm software. The series of thermal analysis measurements of high temperature phase transformations of real steel grade (20MnMoNi5-5) under conditions of two analytical devices (Netzsch STA 449 F3 Jupiter; Setaram Multi High Temperature Calorimeter (MHTC)) were carried out. Two thermo-analytical methods were used (DSC and Direct Thermal Analysis). Different weight of samples was used (2,6 g; 23 g). The liquidus and solidus temperatures for close to equilibrium conditions during heating (DSC: 1 °C/min; 2 °C/min) and during cooling (Direct Thermal Analysis: 1 °C/min) were determined and compared. Then, the different values obtained by experiments and empirically based calculation were discussed.

Key words: steel, thermal analysis, empirical formula, liquidus temperature, solidus temperature

Príspevek je venovaný stanovení teplot solidu a likvidu pomocí metod termické analýzy u reálné jakosti oceli (20MnMoNi5-5) vyráběné v podmínkách VÍTKOVICE HEAVY MACHINERY a.s. Využito bylo dvou nových zařízení pro vysokoteplotní termickou analýzu. Na zařízení STA 449 F3 Jupiter byla aplikována na vzorcích o hmotnosti cca 23 g metoda přímé termické analýzy. Touto metodou byly určovány teploty likvidu a solidu při ochlazování rychlostí 1 °C/min, což dle výsledků numerických simulací realizovaných v SW ProCast odpovídá reálným podmínkám tuhnutí oceli ve středu 90tunového ingotu. Na zařízení Setaram Multi High Temperature Calorimeter (MHTC) byly pomocí speciálního 3D DSC senzoru vzorky o hmotnosti 2,6 g podrobeny diferenční skenovací kalorimetrii (DSC). Pomocí metody DSC (ohřev rychlostí 1 a 2 °C/min) byly získány teploty likvidu a solidu studované jakosti oceli odpovídající podmínkám blízkým rovnováze. V příspěvku je provedeno porovnání teplot solidu a likvidu pro reálné podmínky a podmínky blízké rovnováze. Byly zjištěny významné rozdíly, které poukazují na nutnost zabývat se při optimalizaci procesu odlévání (tuhnutí) oceli nejen rovnovážnými stavy, ale zohlednit také reálné podmínky uvnitř tuhnutí ingotu. Byly identifikovány rozdílné teploty solidu a likvidu. Tyto rozdílné hodnoty vedly ke zjištění, že při reálném tuhnutí ingotu je dvoufázová oblast mezi likvidem a solidem z pohledu teplot mnohem užší – místo původních 50 °C, pouhých 32 °C. Zohlednění tohoto rozdílu může vést k lepšímu nastavení numerických simulací či přímo výrobní technologie. Výsledky získané pro podmínky blízké rovnováze (DSC) byly také konfrontovány s teplotami solidu a likvidu stanovenými pomocí všeobecně používaných výpočtových vztahů a termodynamické databáze Computherm. Zjištěné výsledky poukazují na komplexnost problematiky korektního určení teplot solidu a likvidu a na výhody využití odlišných přístupů stanovení teplot solidu a likvidu a vzájemné komparace.

Klíčová slova: ocel, teplota solidu, teplota likvidu, termická analýza, termodynamická databáze, empirické výpočty

Steel production is one of the most important industries. However, for a steel company to succeed in tough competition, it is necessary to constantly optimize the production process itself. The optimization should lead not only to improvement of quality of the final product, but also to increase of productivity and to reduction of overall production costs. The precise identification of the particular physical and thermo-physical properties is one of the possible methods of optimization of steel production. Physical properties of substances in the course of reactions taking place under the operating conditions can often differ from theoretically determined (calculated/tabulated) values. In this case, it is not possible to guarantee the optimal course of the optimization process. Improper process management, in the worst case, can also lead to significant losses.

In the refining processes, optimization of the slag modes [1], thermal and chemical homogenization of the melt [2] or filtration of steel [3] is very important. Works toward optimizing the process of solidification of heavy forging ingots [4] are currently being implemented in the studies of casting and solidification of steel.

The methods of study of metallurgical processes are also based on knowledge of thermodynamic properties of materials occurring in a given technology nodes. Knowledge of solidus and liquidus temperatures of the studied steels is one of the most important factors - especially when dealing with the processes involved at casting and solidification. These temperatures are critical parameters for proper adjustment of models (physical or numerical) or in the final stage of applied research of the real process. They significantly affect the final quality of the as-cast steel (billets or ingots). Therefore, this paper is devoted to discussion of findings obtained during the utilization of dynamic thermal analysis methods [5-8] to identify the solidus and liquidus temperatures of selected steel grade. Generally, it is not so easy to identify the phase transformations occurring in such multi-component systems like steels [9].

Methods of thermal analysis and steel samples

New Laboratory for Modelling of Processes in the Liquid and Solid Phases within the project RMSTC was formed at the Faculty of Metallurgy and Materials Engineering at the VŠB-Technical University of Ostrava in Czech Republic.

This Laboratory has also acquired new equipment for high-temperature thermal analysis – Netzsch STA 449 F3 Jupiter (Figure 1).

The conditions for initiation of intensive research activities in the field of dynamic thermal analysis methods for steel are based on many years of experience of team members with laboratory studies of metallurgical processes and the ability to use another equipment of this type – Setaram MHTC (Figure 2).



Fig. 1 Netzsch STA 449 F3 Jupiter
Obr. 1 Netzsch STA 449 F3 Jupiter



Fig. 2 Setaram MHTC
Obr. 2 Setaram MHTC

Two methods for dynamic thermal analysis were used to measure the solidus (T_S) and liquidus (T_L) temperatures:

- Differential Scanning Calorimetry (DSC) – Setaram MHTC,
- Direct Thermal Analysis - Netzsch STA 449 F3 Jupiter.

This paper discusses methods and results of thermal analysis realised on samples of the steel grade 20MnMoNi5-5 (Table 1).

The principles of both methods are described for example in [10].

Tab. 1 Chemical composition of the steel grade 20MnMoNi5-5, dimensions of used samples for each method
Tab. 1 Chemické složení jakosti 20MnMoNi5-5, rozměry vzorků pro jednotlivé využití metody

Chemical composition		Sample dimensions for used methods		
Element	Content / wt. %	Sample for method:	Setaram MHTC	STA 449 F3 Jupiter
C	0.17 – 0.23	Dimensions:		
Mn	1.20 – 1.50			
Si	0.15 – 0.30			
P	max. 0.012			
S	max. 0.008			
Cu	max. 0.12			
Ni	0.50 – 0.80			
Cr	max. 0.20			
Mo	0.40 – 0.55			
Al	0.010 - 0.040			

Results and discussion

Results of thermo-analytical methods

The first method (DSC) was used to determine the liquidus (T_L) and solidus (T_S) temperature close to the equilibrium for the studied steel grade 20MnMoNi5-5.

The HF 3D DSC sensor (B-type thermocouple: PtRh 6 %/PtRh 30 %) was used with the MHTC equipment. The samples were analysed in alumina crucibles (Al_2O_3) with a capacity of 0.7 mL. The weight of the analysed samples was approximately 2,6 g. A stable, dynamic atmosphere (helium, 6 N) and linear heating rate of 1 °C/min and 2 °C/min were maintained during the analyses.

These values will be compared also with the results of calculations based on empirical formulas in the next chapter of this paper.

The second thermo-analytical method, Direct Thermal Analysis, was used to acquire data close to real conditions. S type measuring rod for TG (thermocouple: Pt / PtRh 10%) was used for obtaining the liquidus (T_L) and solidus (T_S) temperature at the STA 449 F3 Jupiter equipment. The weight of the analysed samples was approximately 23 g also under stable, dynamic atmosphere (argon, 6 N). Based on numerical simulation of 90 tons heavy forging ingot the cooling rate of 1 °C/min was set during these measurements.

Figure 3 presents comparison of T_L and T_S (marks) acquired for real plant conditions (cooling) with close to equilibrium temperatures (lines).

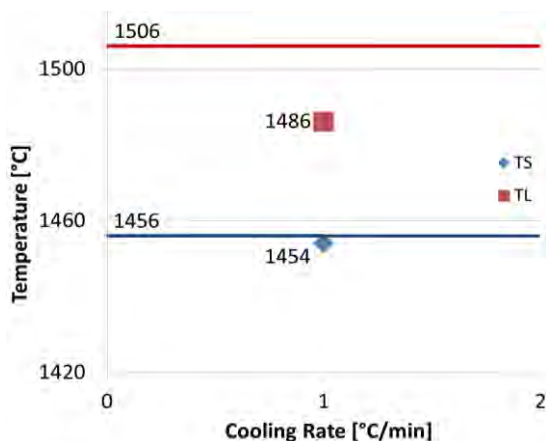


Fig. 3 Results of realised thermo-analytical measurements for close to equilibrium temperatures (lines) and for non-equilibrium conditions – cooling (marks)

Obr. 3 Výsledky provedených měření pro podmínky blízké rovnováze (čáry) a pro podmínky nerovnovážné – ochlazování (body)

It is evident from Figure 3, that T_L for close to equilibrium conditions (1506 °C) was approx. by 20 °C higher than the T_L obtained for the controlled cooling conditions (1486 °C).

Furthermore, the value of T_S for close to equilibrium conditions (1456 °C was only approx. by 2 °C higher than the T_S for cooling regime (1454 °C). So, during the cooling (close to real plant conditions) the two-phase region between T_L and T_S is narrowed from 50 to 32 °C.

It is important to take into account these differences between close to equilibrium temperatures and real situation for example in solidifying ingot. It should help us to better predict the real processes occurring in steel by numerical modelling and/or technology optimization.

Thermal analysis vs. calculations

As mentioned, close to equilibrium T_L and T_S acquired by differential scanning calorimetry are suitable for comparison with generally used and empirically based formulas (A-K) defined in [11]. These formulas are based on the effect of the contents of the selected elements (mass fraction (%)) of an element) in final liquidus/solidus temperatures of the steel.

Different elements and their multiples are taken into account in these formulas. Some formulas include only the effects of certain elements; on the other hand, other formulas include higher number of the elements. This fact can, in some cases, lead to substantially different calculated values of T_L and T_S . A discussion about the limitations of the mentioned and generally used formulas is, however, beyond the scope of this paper.

Also, a calculation realised by Computherm thermodynamical SW was applied for this comparison [11]. Computherm SW is able to calculate both studied temperatures. It is possible to choose two microsegregation models (Scheil or Lever). In the case of Lever, the Lever rule has been applied, corresponding to a complete mixing of the solute in the solid (i.e., a very good diffusion in the solid). On the other hand, the Scheil model corresponds to a no-diffusion model for the solid phase (both models consider a complete mixing of an infinite diffusion in the liquid). The Back-Diffusion model allows for some diffusion in the solid and corresponds thus to the situation in between the Lever rule and Scheil. When the Back-Diffusion model is used, the average cooling rate (corresponding to the representative cooling rate of the casting to be modelled) should be specified in order to determine the amount of back diffusion. For iron and carbon steel, the Lever rule is still recommended.

The Computherm Fe-rich-alloy database has defined the limitations of the chemical composition and recommended composition limits for them. The Lever rule was selected (without the Pb, Sn, As, Zr, Bi, Ca, Sb, B, N contents) for determining T_L and/or T_S in the frame of this paper.

Based on the above described thermo-analytical method (DSC) and empirical formulas (A-J) and Computherm

SW [11] T_L was summarized for the studied steel grade 20MnMoNi5-5– Table 2.

As a standard for comparison with theoretical values of T_L (by calculation) the liquidus temperature was used, which was acquired by DSC experiments realised under conditions close to equilibrium. These differences are quantified in the column “Deviation”.

Tab. 2 Liquidus temperatures for the steel grade 20MnMoNi5-5 determined by the formulas, Computherm and DSC experiments

Tab. 2 Teploty likvidů pro jakost 20MnMoNi5-5 určené pomocí vzorců, programu Computherm a DSC experimenty

T_L based on	$T_L / ^\circ\text{C}$	Deviation / $^\circ\text{C}$
A	1503	-3
B	1502	-4
C	1495	-11
D	1498	-8
E	1504	-2
F	1502	-4
G	1508	2
H	1499	-7
I	1505	-1
J	1504	-2
SW	1503	-3
DSC	1506	0

It is evident from Table 2, that the best agreement (-1 $^\circ\text{C}$) with the measured T_L was reached when the formula I (1) was used:

$$T_L = 1536 - K \cdot (\%C) - 8 \cdot (\%Si) - 5 \cdot (\%Mn) - 30 \cdot (\%P) - 25 \cdot (\%S) - 1.7 \cdot (\%Al) - 5 \cdot (\%Cu) - 1.5 \cdot (\%Cr) - 4 \cdot (\%Ni) - 2 \cdot (\%V) - 1 \cdot (\%W) - 1.7 \cdot (\%Co) - 12.8 \cdot (\%Zr) - 7 \cdot (\%Nb) - 3 \cdot (\%Ta) - 14 \cdot (\%Ti) - 14 \cdot (\%As) - 10 \cdot (\%Sn) \quad (1)$$

where the K coefficient varies with respect to different contents of carbon:

$$C \leq 2 \% ; \quad K = 65$$

$$C \in (0,2; 0,5) \% ; \quad K = 88$$

Vice versa, the biggest deviation (-11 $^\circ\text{C}$) from the measured value of T_L was identified when the formula C (2) was applied:

$$T_L = 1537.7 - 100.3 \cdot (\%C) + 22.1 \cdot (\%C)^2 - 13.55 \cdot (\%Si) + 0.64 \cdot (\%Si)^2 - 5.82 \cdot (\%Mn) - 0.3 \cdot (\%Mn)^2 - 4.18 \cdot (\%Ni) - 0.01 \cdot (\%Ni)^2 - 4.2 \cdot (\%Cu) - 1.59 \cdot (\%Cr) + 0.007 \cdot (\%Cr)^2 - 3 \cdot (\%Mo) \quad (2)$$

In the previous presented study [11], the formulas and SW results were compared with the experimental ones for 5 steel grades with different chemical composition. It is possible to state on the basis of this work it is very hard to identify best fit equation or thermo-dynamical SW before experimental check-up. The above mentioned best fitting formula (1) for the discussed steel

grade 20MnMoNi5-5 is not automatically the best one for other steel grades [11].

The values of T_L predicted by Computherm SW were generally in relatively good agreement with the measurements, not only for the steel grade 20MnMoNi5-5 (-3 $^\circ\text{C}$).

The experimentally acquired T_S was compared with the only one empirical formula K (3) and with the Computherm SW [11] – see Table 3.

Tab. 3 Solidus temperatures for the steel grade 20MnMoNi5-5 determined by the formula, Computherm and DSC experiments

Tab. 3 Teploty solidů pro jakost 20MnMoNi5-5 určené pomocí vzorce, programu Computherm a DSC experimenty

T_S based on	$T_S / ^\circ\text{C}$	Deviation / $^\circ\text{C}$
K	1451	-5
SW	1444	-12
DSC	1456	0

$$T_S = 1536 - 251 \cdot (\%C) - 12.3 \cdot (\%Si) - 6.8 \cdot (\%Mn) - 123.4 \cdot (\%P) - 183.9 \cdot (\%S) - 3.3 \cdot (\%Ni) - 1.4 \cdot (\%Cr) - 3.1 \cdot (\%Cu) - 3.6 \cdot (\%Al) \quad (3)$$

It is evident from Table 3, that the calculated T_S differs from the experimentally measured T_S much more than when the T_L values were compared. Determination of T_S not only for the steel grade 20MnMoNi5-5 is very difficult.

Conclusions

The aim of this paper consisted in comparison of the results in the frame of solidus and liquidus temperatures (20MnMoNi5-5 steel grade) obtained by thermo-analytical methods with the generally used empirically based formulas and thermo dynamical Computherm SW. Two thermo-analytical methods were used.

Direct thermal analysis experiments were realised in order to simulate real cooling process. Moreover, DSC method was used to determine T_L and T_S values for close to equilibrium conditions. Based on a comparison of the above mentioned results it is possible to state the following:

1. T_L and T_S for close to equilibrium conditions (1506 $^\circ\text{C}$; 1456 $^\circ\text{C}$) differ from such values (1486 $^\circ\text{C}$; 1454 $^\circ\text{C}$) for simulation of solidification of heavy forging ingot (cooling).
2. The two phase region (mushy zone) between the T_L and T_S is narrowed radically (from 50 to 32 $^\circ\text{C}$).

It is important to take into account these differences between close to equilibrium temperatures and real situation for example in the solidifying ingot. It should help us to better predict the real processes occurring in

steel by numerical modelling and/or technology optimization.

Close to equilibrium T_L and T_S acquired by DSC method were then compared with calculations based on empirically based formulas and thermo dynamical Computherm software:

3. The calculated values of T_L/T_S differ from the experimentally obtained results.
4. It is very difficult to identify best fit equation or thermo-dynamical SW before experimental check-up of T_L/T_S .

It is important to verify the theoretical values of the crucial parameters, such as the liquidus and solidus temperatures, by experimental measurements for optimizing the metallurgical process.

Acknowledgements

This paper was created in the frame of projects: No. CZ.1.05/2.1.00/01.0040 "Regional Materials Science and Technology Centre" within the frame of the operation programme "Research and Development for Innovations" financed by the Structural Funds and from the state budget of the Czech Republic; TIP programme, project No. FR-TI3/243 financed by the Ministry of Industry and Trade of the Czech Republic; No. P107/11/1566 of the Czech Science Foundation; SGS (student's university project) projects: No. SP2013/64, SP2013/62.

Literature

- [1] SOCHA, L. et al. Assessment of influence of briquetted fluxing agents on refining slags at steel treatment by secondary metallurgy. *In Conference on Metallurgy and Materials: Metal 2011*, 2011, Brno, Czech Republic, pp. 163-169
- [2] MICHALEK, K. et al. Physical modelling of bath homogenisation in argon stirred ladle. *Metallurgija*, 2009, vol. 48, no. 4, pp. 215-218
- [3] JANISZEWSKI, K. Influence of slenderness ratios of multi-hole ceramic filters at the effectiveness of process of filtration of non-metallic inclusions from liquid steel. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2012, vol. 57, no. 1, pp. 135-143
- [4] TKADLEČKOVÁ, M. et al. Setting a numerical simulation of filling and solidification of heavy steel ingots based on real casting conditions. *Materiali in Tehnologije*, 2012, vol. 46, no. 4, pp. 399-402
- [5] ŠESTÁK, J. *Měření termofyzikálních vlastností pevných látek. [Measurement of thermo-physical properties of solids]* 1st edition, Prague: ACADEMIA, 1982
- [6] BLÁŽEK, A. *Termická analýza [Thermal analysis]*. 1st edition, Prague: SNTL, 1972
- [7] MIETTINEN, J. Calculation of solidification-related thermophysical properties for steels. *Metallurgical and materials transactions B*, 1996, vol. 28, no. 2, pp. 281-297
- [8] LINDEMANN, A. et al. Thermal analytical study of steels at high temperature including the range of melting. *Thermochimica Acta*, 1998, vol. 310, p. 133-140
- [9] GRÜNBAUM G. et al. *A Guide to the Solidification of Steels*. Stockholm: Jernkontoret, 1977, 164 p.
- [10] GALLAGHER, P.K. *Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry: Principles and Practice*. 2nd ed. Oxford: Elsevier, 2003, 675 p.
- [11] GRYC, K. et al. Determination of the solidus and liquidus temperatures of the real-steel grades with dynamic thermal-analysis methods. *Materiali in Tehnologije*, 2013, vol. 47, no. 5, pp. 99-105

Nový závod na výrobu ferochromu ve Finsku

Outokumpu starts up new ferrochrome works. Metallurgical Plant and Technology, 2013, č. 4, s. 17

Finská firma Outokumpu zahájila výstavbu nového závodu na výrobu ferochromu v Tornio. Budovaná pec bude největší na světě a umožní zdvojnásobit roční výrobu ferochromu v této firmě. V roce 2015 se počítá s výrobou 530 kt.

Outokumpu je integrovaný hutní závod zaměřený na výrobu nerezavějících ocelí. V Tornio pracuje kromě provozu na výrobu ferochromu i provoz na výrobu tekutého kovu, válcovna za tepla a válcovna za studena. Doly na chromovou rudu se nacházejí u blízkého města Kemi a jsou to nejbohatší známá ložiska této rudy v Evropě.

Integrovaný výrobní cyklus umožňuje dosahovat vysokou energetickou efektivitu. Využívá se zde legování tekutých ferochromem a rovněž se využívají plyny obsahující CO.

L J

strojírenské dohotovení hutních výrobků

Friction Properties of the Automotive Brake Linings Containing Metallic Fillers

Třecí vlastnosti obložení automobilových brzd s obsahem plniv na bázi kovů

Ing. Miroslav Vaculík, Ph.D.¹, doc. Ing. Vlastimil Matějka, Ph.D.², doc. Ing. Vladimír Tomášek, CSc.², doc. Mgr. Jana Kukutschová, Ph.D.²

¹VŠB-Technical University of Ostrava, Faculty of Electrical Engineering and Computer Science, Department of Electrical Power Engineering, RMSTC, 17. listopadu 15, 708 33 Ostrava - Poruba, Czech Republic

²VŠB-Technical University of Ostrava, Centre of Nano technologies, RMSTC, 17. listopadu 15, 708 33 Ostrava - Poruba, Czech Republic

Two commercially available semi-metallic automotive friction composites for mid-size passenger cars were subjected to laboratory testing using full-scale dynamometer LINK M2800 according to the SAE recommended practice J2522 in order to compare their friction performance based on the values of friction coefficient. The selected initial friction composites were also analyzed by XRFs and XRD in order to obtain information on elemental and phase composition of the friction materials. Main phases in both samples were alpha-Fe and graphite. The formulations slightly differed in the content and phase of iron, sulphur and silicon. The sample A was found to contain hematite, calcite and cristobalite, while the sample B contained magnetite, periclase, vermiculite, and corundum. Zircon, as an abrasive, was absent in both formulations. Friction performance of the composites in the J2522 test differed mainly during fade sub-procedures, which show the stability of friction coefficient with the increasing temperature. The sample B showed significant fade phenomenon when the rotor temperature reached 400 °C and the friction coefficient value was slightly above 0.2, and did not change significantly with further increase of rotor temperature. The observed stability of the sample A friction coefficient is obviously better and the value of friction coefficient of this sample slightly increases with the initial temperature of rotor.

Keywords: friction wear performance, dynamometer testing, semi-metallic brake pads

Komerční vzorky semimetalických frikčních kompozitů pro brzdová obložení automobilů střední třídy byly testovány použitím automobilového brzdového dynamometru LINK M2800 podle standardní testovací procedury SAE J2522 a na základě získaných hodnot frikčního koeficientu byla porovnána frikční účinnost těchto materiálů. Studované vzorky byly před testováním analyzovány metodou rtg fluorescence a rtd difrakční analýzou pro získání informací o elementárním a fázovém složení. Hlavními fázemi v obou vzorcích bylo alfa-Fe a grafit. Oba kompozity se lišily v obsahu železa, síry a křemíku. Vzorek A obsahoval navíc hematit, kalcit a krystobalit, oproti tomu vzorek B magnetit, periklas, vermikulit a korund. Zirkon, jako abrazivum, nebyl detekován v žádném ze vzorků. Frikční účinnost obou vzorků byla mírně odlišná, kdy byl pozorován pokles frikčního koeficientu vzorku B při teplotách rotoru nad 400°C. Byla pozorována lepší stabilita frikčního koeficientu u vzorku A, který se pouze mírně zvyšoval s rostoucí teplotou rotoru.

Klíčová slova: frikční účinnost, testování na dynamometru, semimetalické brzdové destičky

Friction composites used for automotive brake pads represent a relevant element in transportation safety. These materials are currently being manufactured in

enormous quantities and have recently seen dynamic development aiming for improvement of their wear resistance, friction level, stability and also eco-friendly

character. Friction lining materials (pads if used in disc brakes or linings/shoes when used on drums) are complex composites and they can contain up to 30 different constituents typically bound by various modifications of phenolic resin matrix. The semi-metallic friction materials are reinforced with considerable amounts of metals (typically 20 to 80%), the most common being the steel chip, iron powder, copper chip, copper powder and brass chip. The role of these metals in a friction process is complex and depends on particular formulation of a friction lining. Brake materials also typically contain solid lubricants, abrasives, fillers and other reinforcing fibres and particulates [1 - 5]. The automotive brake materials are mostly rubbed against a pearlitic gray cast iron or steel.

The aim of the study was to compare friction performance of two selected commercial semi-metallic brake pad samples based on their friction coefficient values obtained within full-scale dynamometer testing using the SAE J2522 recommended practice.

1. Experimental

1.1 Tested materials and analytical techniques

Two samples of commercially available automotive brake pads for mid-size passenger car marked as the samples A and B were used for testing of their friction-wear performance using full-scale dynamometer with hardware of Skoda Octavia II.

X-ray fluorescence spectrometer (XRFS) SPECTRO XEPOS (SPECTRO Analytical Instruments GmbH) equipped with 50 W Pd X-ray tube and EDX detector was used for determination of chemical composition of the studied samples.

1.2 Dynamometer testing of friction wear performance

Testing of the friction-wear performance of the samples was performed using full-scale dynamometer LINK M2800 (Fig. 1) according to the procedure J2522. The whole procedure was divided into 15 sub-procedures, whereas some of them were further divided into next sub-procedures. The entire procedure is schematically shown in table 1.



Fig. 1 Full-scale automotive brake dynamometer
Obr. 1 Full-scale automobilový brzdový dynamometr

Tab. 1 AK MASTER procedure (SAE J2522)

Tab. 1 Testovací procedura AK Master (SAE J2522)

Name of section		Stops	Speed	Parameter
Green μ Characteristic		30	80 to 30	3000 kPa
Burnish		192	80 to 30	varying pressure
Characteristic Value 1		6	80 to 30	3000 kPa
Speed/Pressure Sensitivity	40 km/h	8	40 to 5	increasing pressure
	80 km/h	8	80 to 40	increasing pressure
	120 km/h	8	120 to 80	increasing pressure
	160 km/h	8	160 to 130	increasing pressure
	200 km/h	8	180 to 150	increasing pressure
Characteristic Value 2		6	80 to 30	3000 kPa

Cold Application		1	40 to 5	3000 kPa
Motorway Applications		1	100 to 5	5.89 m/s ²
Motorway Applications		1	162 to 90	5.89 m/s ²
Characteristic Value 3		18	80 to 30	3000 kPa
Fade 1		15	100 to 5	3.92 m/s ² and increasing initial temperature
Recovery 1		18	80 to 30	3000 kPa
Temp/Pressure Sensitivity 100 °C/80 °C		8	80 to 30	increasing pressure
Temp/Pressure Sensitivity	Increasing Temperature 500 °C/300 °C	9	80 to 30	increasing initial temperature
	Pressure Line 500 °C/300 °C	8	80 to 30	increasing pressure
Recovery2		18	80 to 30	3000 kPa
Fade 2		15	100 to 5	3.92 m/s ² and increasing initial temperature
Recovery3		18	80 to 30	3000 kPa

2. Results and discussion

Chemical composition of both samples is shown in table 2.

Tab. 2 Elemental composition of the samples A and B (wt.%)

Tab. 2 Elementární složení vzorků A a B (hm %)

Element	Content in the sample [wt %]	
	A	B
Fe	41.9	65.0
Cu	0.016	0.021
Zr	0.000	0.000
Ba	14.3	0.000
Sb	0.149	0.588
Mo	0.002	0.004
Sn	0.009	0.000
S	1.61	0.29
Ti	0.179	0.012
K	0.307	0.068
Ca	0.117	3.40
Si	2.66	0.55
Al	1.84	0.75
Mg	2.36	0.35
Cr	0.009	0.023
Pb	0.052	0.370

The iron content signalizes that both samples were of semi-metallic type. The sample B contained considerably higher amount of iron. The presence of barium and sulphur analyzed in case of the sample A signalized the presence of barite, which belongs to the group of fillers. The amount of silicon, magnesium and aluminum was higher in the sample A, whereas the amount of calcium was significantly higher in the sample B. Chemical composition showed different components used for manufacturing of the brake pads A and B. Presence of higher amount of lead and antimony observed in the sample B showed this brake pads as less

environmentally friendly in comparison to the brake pads A.

The phase composition of the samples was studied using Bruker D8 Advance diffractometer (Bruker AXS) equipped with Co tube ($\lambda = 1.789 \text{ \AA}$) and fast position sensitive detector VANTEC 1. Measurements were carried out in the reflection mode. Phase composition was evaluated using the database PDF 2 Release 2004 (International Centre for Diffraction Data). Phase composition of brake pads A and B is shown in Fig. 2 and 3, respectively.

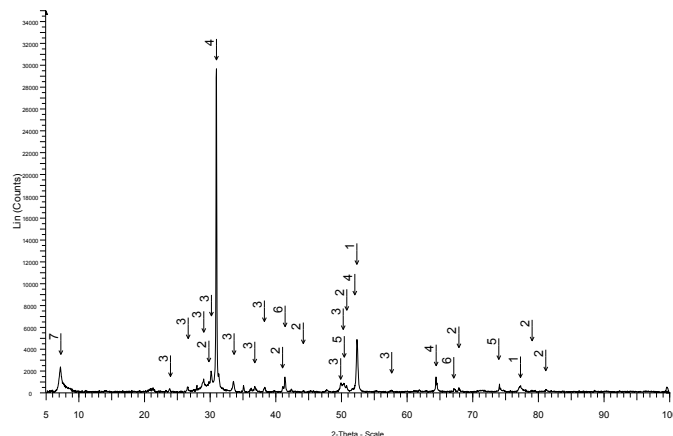


Fig. 2 X-ray diffraction pattern of the sample B. 1 ... α -Fe, 2 ... Al_2O_3 (corundum), 3 ... BaSO_4 (barite) 4 ... C (graphite), 5 ... MgO (periclase), 6 ... Fe_3O_4 (magnetite), 7 ... $\text{Mg}_3\text{Si}_4\text{O}_{10}(\text{OH})_2$ (vermiculite 2M)

Obr. 2 Rtg difrakční záznam pro vzorek B. 1 ... α -Fe, 2 ... Al_2O_3 (korund), 3 ... BaSO_4 (baryt) 4 ... C (grafit), 5 ... MgO (periklas), 6 ... Fe_3O_4 (magnetit), 7 ... $\text{Mg}_3\text{Si}_4\text{O}_{10}(\text{OH})_2$ (vermikulit 2M) 1321/13

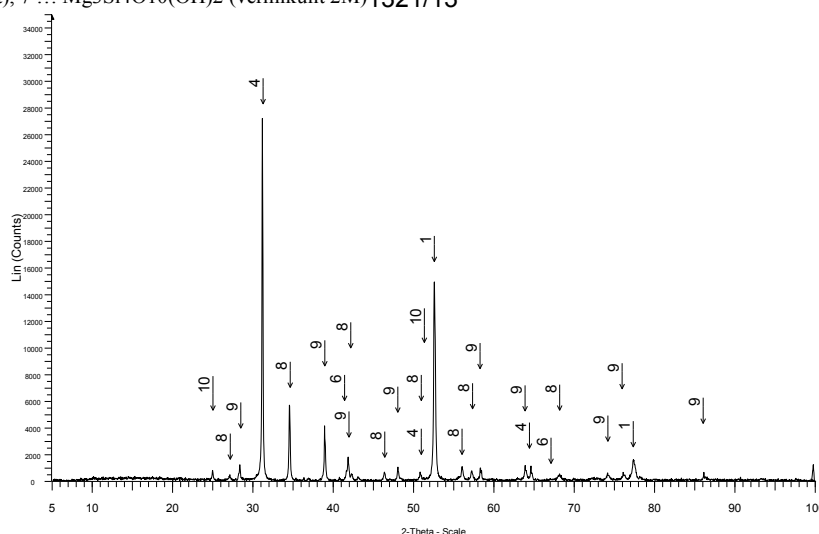


Fig. 3 X-ray diffraction pattern of the sample A. 1 ... α -Fe, 4 ... C (graphite), 8 ... CaCO_3 (calcite), 9 ... Fe_2O_3 (hematite), 10 ... SiO_2 (cristobalite)

Obr. 3 Rtg difrakční záznam pro vzorek B. 1 ... α -Fe, 4 ... C (grafit), 8 ... CaCO_3 (kalcit), 9 ... Fe_2O_3 (hematit), 10 ... SiO_2 (krystobalit)

X-ray diffraction analysis verified α -Fe as the main component of both samples. The most intensive diffraction line observed in both patterns belonged to graphite, which is commonly used as solid lubricant in formulation of friction composites. Other phases identified at the diffraction patterns were different. The sample A consisted of corundum, which is often used as abrasive, and barite, vermiculite and magnesite, which belong to the filler group. The presence of magnetite can be attributed to oxidation of α -iron, or it can be introduced intentionally as one of the components, which affects the friction coefficient. The sample B consisted of high amount of calcite, which serves as space filler, cristobalite, which serves as abrasive, and

the presence of hematite can be attributed again to the oxidation of α -iron or it might have been introduced into the formulation intentionally with the aim to positively affect the level and stability of the friction coefficient.

Although the results of each sub-procedure of AK MASTER test were relevant for description of overall friction-wear performance of the studied samples, the fade cycles represented the most severe braking conditions at this test and revealed the stability of friction coefficient at elevated temperatures (initial temperature of rotor was higher than 550 °C). The variation of friction coefficient with temperature during the first fade cycle registered for pair of brake pads A is shown in Fig. 4 and for brake pads B it is shown in Fig. 5.

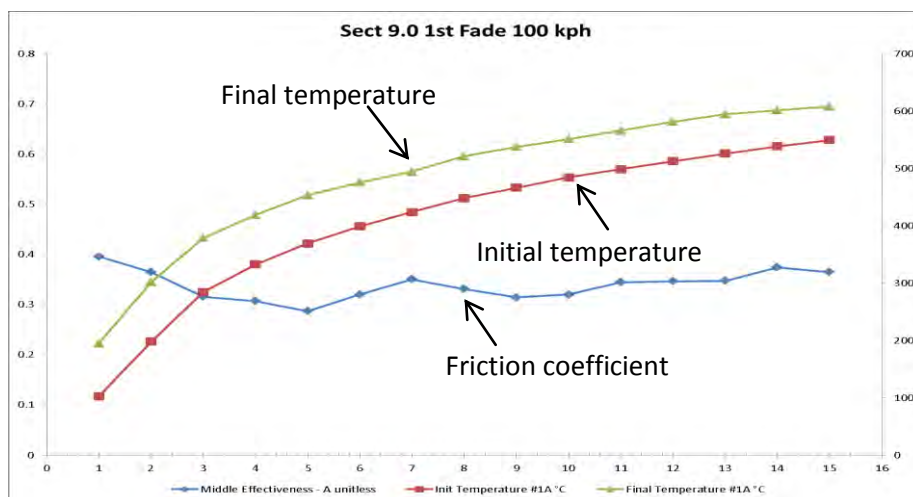


Fig. 4 Dependence of friction coefficient on the rotor temperature during the 1st fade sub-procedure registered for the sample A
Obr. 4 Závislost frikčního koeficientu na teplotě rotoru během 1. testovací sub-procedury pro vzorek A

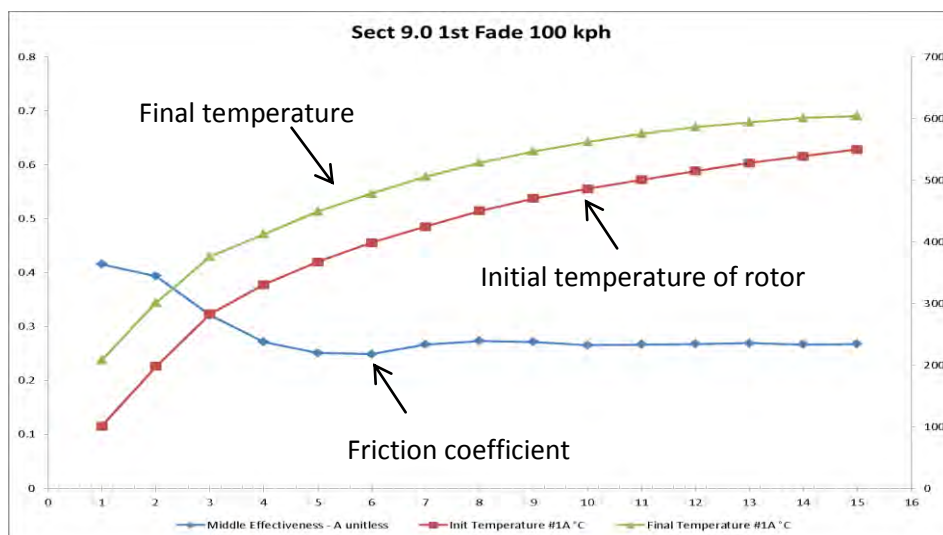


Fig. 5 Dependence of the friction coefficient on the rotor temperature during the 1st fade sub-procedure for the sample B
Obr. 5 Závislost frikčního koeficientu na teplotě rotoru během 1. testovací sub-procedury pro vzorek B

From comparison of the Figs. 3 and 4 it is evident that the sample B showed significant fade phenomenon, if the initial temperature of rotor was approx. 400 °C and that it reached the value slightly above 0.2 and did not change significantly with the increase of the initial temperature of rotor. The observed stability of friction coefficient of the sample A was obviously better and the

value of friction coefficient of this sample slightly increased with the initial temperature of rotor.

The wear performance of brake pads is important information for the final costumers because it predetermines the period of replacement of brake pads. The wear of both types of brake pads expressed as loss of thickness after the whole AK MASTER test is compared in Fig. 6 and 7.

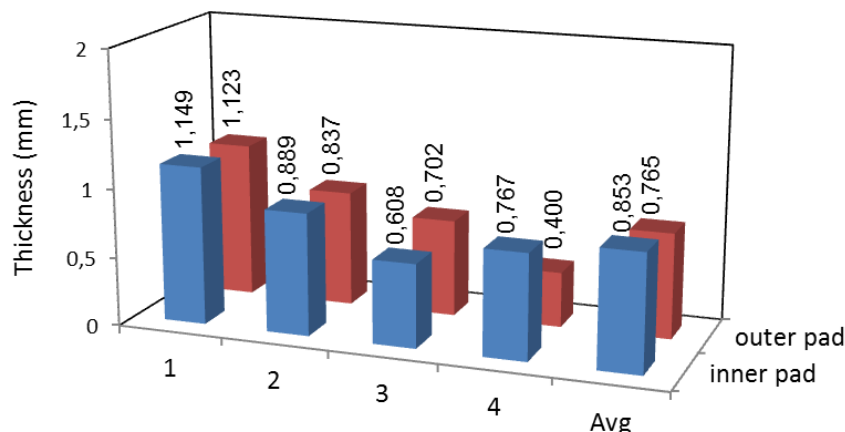


Fig. 6 Loss in thickness after the whole AK MASTER test measured for brake pads A

Obr. 6 Úbytek frikčního kompozitu po celém testu AK MASTER naměřený pro brzdové destičky vzorku A

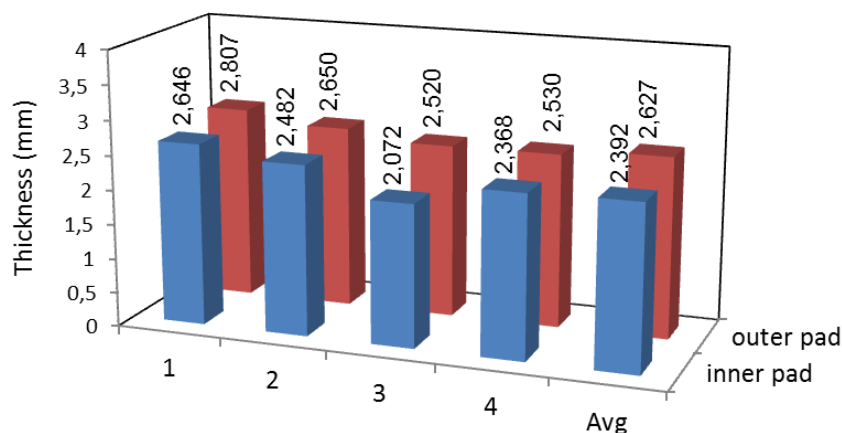


Fig. 7 Loss in thickness after the whole AK MASTER test measured for brake pads B

Obr. 7 Úbytek frikčního kompozitu po celém testu AK MASTER naměřený pro brzdové destičky vzorku B

From comparison of the wear rate of both types of brake pads it is evident that the brake pad B shows much higher wear in comparison with the brake pads A.

Conclusions

Although, several differences in formulation and friction-wear properties of both studied friction composites were registered, it can be stated that both brake pads fulfilled the requirements specified by the ECE R90 regulation (the sign is on the back side of the back plate). However, some economic and environmental aspects related to the usage of these materials exist, which have to be taken into account when making a proper selection of the best material for brake linings.

Acknowledgement

The paper has been elaborated within the framework of the "Regional Materials Science and Technology Centre" project reg. No. CZ.1.05/2.1.00/01.0040 supported by the Operational Programme "Research and Development for Innovations" financed by the Structural Funds and from the state budget of the Czech Republic.

Literature

- [1] FILIP, P., KOVARIK, L., WRIGHT, M.A.: Automotive brake lining characterization, In. *15th Annual SAE Brake Colloquium 1997*, P-319, SAE Warrendale, PA, 41-61. 1997.
- [2] ÖSTERLE, W., GRIEPENTROG, M., GROSS, T., URBAN, I.: Chemical and microstructural changes induced by friction and wear of brakes. *Wear*. 251: 1469-1476. 2001.
- [3] ERIKSSON, M., BERGMAN, F., JACOBSON, S.: Surface characterization of brake pads after running under silent and squealing conditions. *Wear*. 232:163-167. 1999.
- [4] ERIKSSON, M., BERGMAN, F., JACOBSON, S.: On the nature of tribological contact in automotive brakes. *Wear*. 252:26-36. 2002.
- [5] BETTGE, D., STARCEVIC, J.: Quantitative description of wear surfaces of disc brakes using interference microscopy. *Wear*. 248:121-127. 2001

počítačová simulace, výpočetní metody

Vliv metody fyzikálního modelování na strukturní výsledky simulace válcování ocelových tyčí

Influence of Method of Physical Modelling on Structural Results of Simulations of Rolling of Steel Rods

Ing. Rostislav Kawulok¹, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.¹, Ing. Petr Kawulok, Ph.D.¹, Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.¹, Ing. Petr Opěla¹, Ing. Petr Unucka, Ph.D.², Ing. Karel Milan Čmiel, Ph.D.³

¹VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, Katedra tváření materiálu, RMTVC, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

²MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., RMTVC, Pohraniční 693/31, 703 00 Ostrava-Vítkovice, Česká republika

³TRINECKÉ ŽELEZÁRNY, a. s., Průmyslová 1000, 739 70 Třinec-Staré Město, Česká republika

Pro fyzikální simulaci laboratorního válcování kruhových tyčí z oceli 32CrB4 za tepla byly zvoleny a následně porovnány dvě plastometrické metody - tlakové a krutové zkoušky za tepla. Přerušované torzní zkoušky byly provedeny na dvou typech vzorků, které se lišily délkou nakrucované části. Na simulátoru deformací za tepla HDS-20 byly provedeny tlakové zkoušky s rovinnou deformací a zkoušky s jednoosým tlakem. Vzorky získané krutovou zkouškou a tlakovou zkouškou s řízeným ochlazováním vzorků vykazovaly, co se týče fázového složení, prakticky obdobnou mikrostrukturu. Mikrostruktura vzorků po krutové zkoušce měla, ve srovnání se vzorky po tlakových zkouškách, hrubozrnější charakter.

Klíčová slova: laboratorní válcování za tepla; krutová zkouška; zkouška jednoosým tlakem; tlaková zkouška s rovinnou deformací

We compared results of laboratory hot rolling of round bars made of steels 32CrB4 and corresponding plastometric simulations. Laboratory hot rolling was realised by eight passes on the reversing two high stand of semi-continuous mill. We used for simulation interrupted torsion tests, which were realised on two types of samples, which differed by the length of the deformed part (10 and 50 mm). Compression tests on simulator of hot deformations HDS-20, equipped with the simulation module Hydrawedge II, were of two types – tests with plain state of strain and tests by uniaxial pressure. Microstructure of the samples obtains by the torsion test and compression test with controlled cooling of the samples demonstrated very similar phase composition of the final microstructure. Microstructure of the samples after torsion test had coarser character, in comparison with the samples after compression tests. The smallest grain size was determined in the laboratory rolled products, in which we also measured the lowest hardness HV1. It follows from the realised experiment that the steel 32CrB4 is to great extent influenced by the chosen cooling mode, namely in the low-temperature phase. Test by uniaxial pressure is sufficient for physical simulations of rolling and cooling of bulkier long rolled products, but in the case of simulation of flat rolled products and sections of smaller thickness the test with plain strain appears to be more suitable.

Key words: laboratory hot rolling, torsion test, uniaxial compression test, plain strain compression test

Efektivní metodou optimalizace technologií válcování jsou simulace, ať už matematické (pracující nejčastěji na bázi FEM [1, 2]), nebo fyzikální. K fyzikálním simulacím lze využít laboratorní válcovací tratě nebo

specializované plastometry [3-6]. Předností plastometrů je především jejich větší univerzálnost při volbě experimentálních podmínek [7-9]. Oproti tomu výhodou laboratorních válcovacích tratí je možnost použití

větších vzorků, z čehož vyplývají možnosti snadnějšího vyhodnocení nejen strukturních, ale i mechanických vlastností zkoumaného materiálu [10, 11].

Na VŠB-TU Ostrava byla v prosinci 2012 zprovozněna dvě v rámci České republiky unikátní zařízení: polospojité laboratorní válcovna kruhových tyčí a simulátor deformací za tepla HDS-20 firmy DSI, vybavený simulačním modulem Hydrawedge II [12, 13]. Obě tato zařízení se vhodně doplňují s torzním plastometrem pracujícím v MMV [14].

Tab. 1 Chemické složení zkoumané oceli v hm. %
Tab. 1 Chemical composition of investigated steel in wt. %

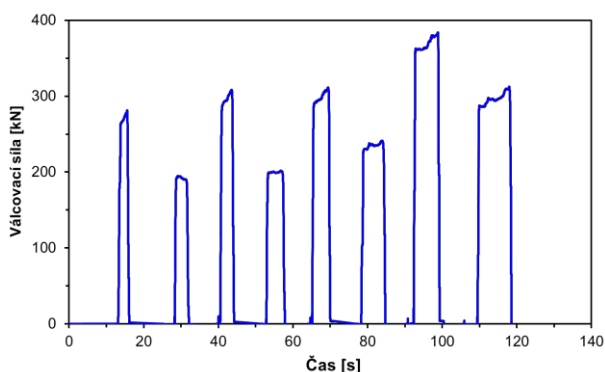
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ti	B
0,334	0,90	0,193	0,014	0,003	1,21	0,0295	0,0035

Výchozí polotovár zkoumané oceli o průměru 52 mm byl austenitizován při teplotě 1200 °C a následně proválcován 8 průchody na finální průměr 20 mm. Parametry válcování jsou shrnuty v tab. 2.

Tab. 2 Parametry válcování
Tab. 2 Rolling parameters

Číslo průchodu	Skutečná deformace	Deformační rychlost	Teplota	Čas mezi průchody
	[-]	[s ⁻¹]	[°C]	[s]
1.	0,14	1,8	1160	
2.	0,24	2,3	1100	16
3.	0,24	3,0	1050	12
4.	0,27	3,3	1000	13
5.	0,26	4,2	950	12
6.	0,25	4,3	900	14
7.	0,26	5,2	855	14
8.	0,26	5,4	810	18

Během válcování byly zaznamenávány i válcovací síly, jejichž průběh je zobrazen na obr. 1



Obr. 1 Průběh válcovacích sil během 8 průchodů
Fig. 1 Evolution of rolling forces during 8 passes

Hotový vývalek chladl průměrnou rychlostí 2,5 °C·s⁻¹ na teplotu 600 °C a následně střední rychlostí 0,7 °C·s⁻¹ na teplotu 500 °C, což bylo zjištěno pomocí vysokorychlostních teplotních skenerů.

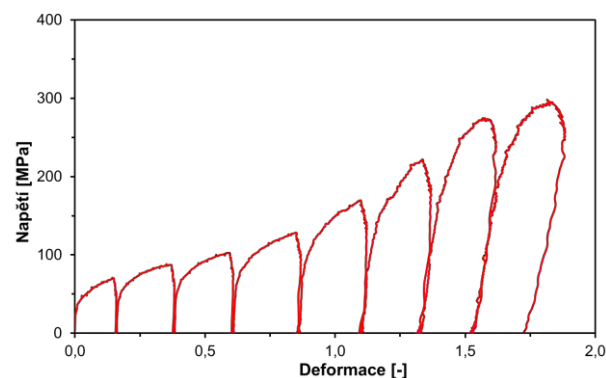
Předmětem prací bylo porovnání výsledků fyzikálních simulací, prováděných na obou výše uvedených ostravských plastometrech, s výsledky získanými při laboratorním válcování oceli 32CrB4 na vratné předválcovací stolici polospojité válcovny.

Popis experimentu

Chemické složení oceli 32CrB4, která je určena pro výrobu spojovacích součástí, je představeno v tab 1.

Torzní simulace popsaného procesu válcování byly provedeny na dvou typech válcovitých vzorků. Vzorky s deformovanou částí o rozměrech Ø 6 x 50 mm jsou vhodnější z hlediska rovnoměrnosti deformace, ale v jejich případě bylo dosahováno 5-násobně nižší deformační rychlosti než při válcování. Kratší vzorky typu Ø 6 x 10 mm umožnily aplikovat deformační rychlosti shodné jako při válcování.

Na simulátoru HDS-20 byly provedeny testy s rovinnou deformací (PSCT) na hranolovitých vzorcích výšky 10 mm, šířky 15 mm a délky 20 mm (které jsou přednostně určeny pro víceúběrové simulace tvářecích procesů [12, 15]), jakož i testy jednoosým tlakem (UACT) za použití válcovitých vzorků o průměru Ø 10 mm a výšce 15 mm (vhodných zejména pro zjišťování přirozeného deformačního odporu materiálů [16]). Obr. 2 dokumentuje průběh napětí v závislosti na deformaci během zkoušky jednoosým tlakem.



Obr. 2 Průběh napětí v závislosti na deformaci během zkoušky jednoosým tlakem

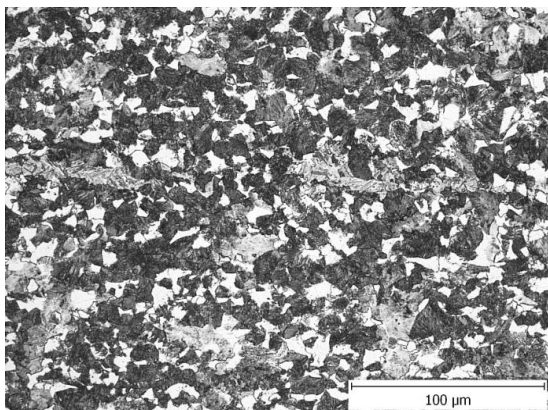
Fig. 2 Evolution of stress in dependence on strain during test by uniaxial pressure

V první etapě plastometrických zkoušek bylo řízené ochlazování vzorků ukončeno při dosažení teploty 500 °C.

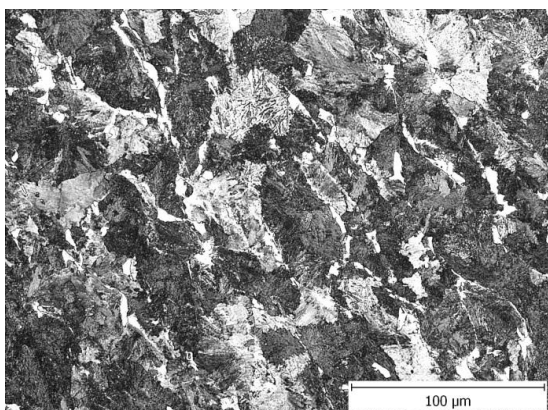
Laboratorní vývalek i plastometricky tvářené vzorky byly podrobeny metalografickým analýzám (provedeným ve středu svislých řezů vzorků) a zkoušení tvrdosti HV1, které bylo provedeno vždy 5 vpichy, z jejichž výsledků byl vyčíslen průměr a směrodatná odchylka.

Diskuse výsledků

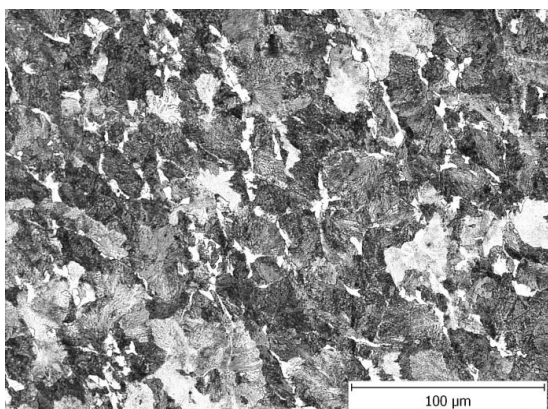
Mikrostruktura laboratorního vývalku byla tvořena směsí feritu a perlitu s mírně řádkovitým uspořádáním, jak dokumentuje obrázek 3. Ojedíněle se vyskytly ostrůvky bainitu. Střední velikost perlitických bloků byla cca 14,5 μm . Laboratorní vývalek vykazoval průměrnou tvrdost $\text{HV1} = 244 \pm 5$.



Obr. 3 Mikrostruktura laboratorního vývalku (podélný řez)
Fig. 3 Microstructure of laboratory rolled product (longitudinal section)



a) délka deformované části 10 mm / length of the deformed part of 10 mm



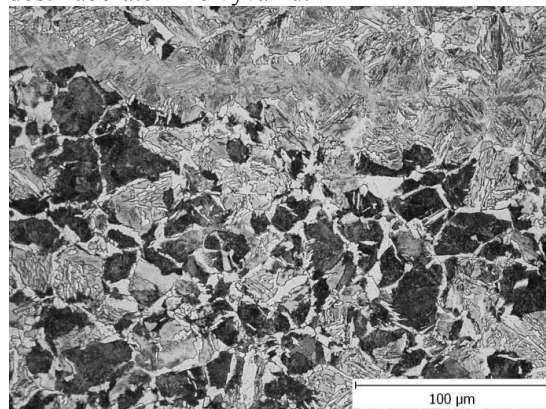
b) délka deformované části 50 mm / length of the deformed part of 50 mm

Obr. 4 Mikrostruktura zkušební vzorku z krutové zkoušky
Fig. 4 Microstructure of samples after torsion testing

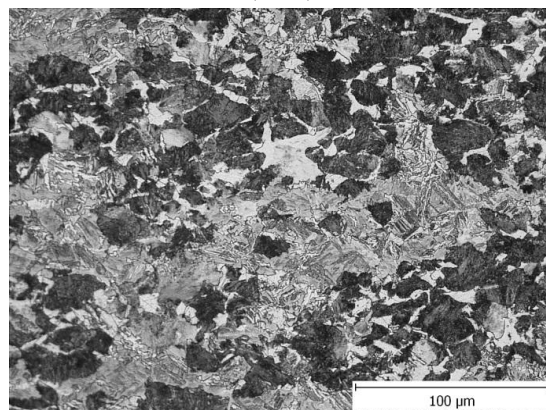
Protože se krutová zkouška vyznačuje principiální nerovnoměrností deformace po příčném průřezu

zkušební tyče, byly metalografické analýzy provedeny v místě jejího reprezentativního poloměru, tj. ve vzdálenosti 1 mm pod povrchem [17]. Mikrostruktura obou kroucených vzorků byla tvořena směsí feritu a perlitu s minoritním výskytem bainitu – jak je vidět na obrázku 4. V případě dlouhého vzorku lze pozorovat větší řádkovitost ve směru kroucení. Vliv aplikované deformační rychlosti se na výslednou strukturu nijak zásadně neprojevil, protože všechny úběry byly vzhledem ke své velikosti spojeny se statickou, nikoli dynamickou rekrystalizací (což lze odvodit z tvaru křivek deformace - napětí). Tento fakt potvrzují i zjištěné průměrné hodnoty tvrdosti, které byly v případě krátkého vzorku $\text{HV1} = 295 \pm 10$ a v případě dlouhého vzorku $\text{HV1} = 289 \pm 19$. Nárůst tvrdosti oproti vývalku je třeba přičíst výskytu bainitu. Naopak větší hrubozrnnost struktury (střední velikost perlitických bloků 27,5 μm u dlouhého vzorku, resp. 30 μm u krátkého vzorku) relativně snižovala měřenou tvrdost.

Vzorky získané tlakovými zkouškami, vykazovaly mikrostrukturu tvořenou především směsí bainitu a martenzitu s minoritním podílem feritu a perlitu (obr. 5). V případě PSCT vykazovaly zákalné složky řádkovitý charakter. Výrazný výskyt zákalných složek zásadně ovlivnil hodnoty tvrdosti ($\text{HV1} = 413 \pm 80$ po PSCT, resp. $\text{HV1} = 369 \pm 60$ po UACT), neodpovídající tvrdosti laboratorního vývalku.



a) po testech s rovinnou deformací / after plain strain compression test (PSCT)

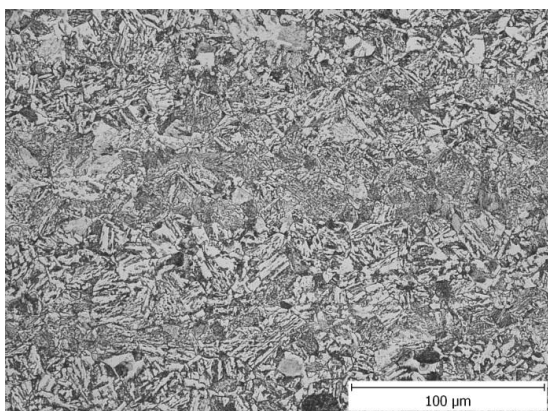


b) po testech jednoosým tlakem / after uniaxial compression test (UACT)

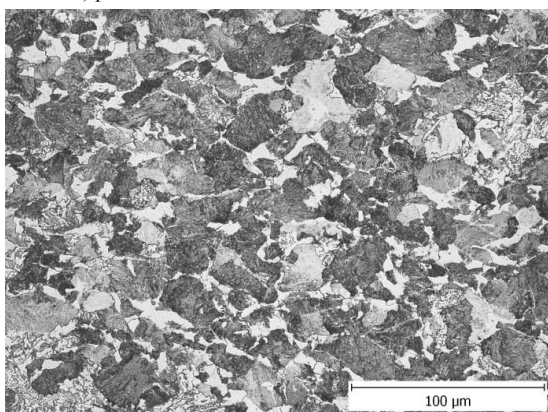
Obr. 5 Mikrostruktura vzorků po tlakových zkouškách – řízené ochlazování do teploty 500 °C

Fig. 5 Microstructure of samples after compression testing – controlled cooling to the temperature of 500 °C

Důvodem nesouladu strukturních a mechanických vlastností jednotlivých vzorků byla geometrie a podmínky ochlazování vzorků po tváření. Po ukončení torzní zkoušky je vzorek po jistou dobu stále ještě obklopen křemennou trubicí a i vzhledem ke svým větším rozměrům a k absenci přímého kontaktu zkoušené části materiálu s tvářecím nástrojem chladne relativně pomalu [17], což samovolně brání nadměrnému vzniku zákalných složek. V případě tlakových zkoušek byly získány vzorky o tloušťce 1,9 mm (PSCT), resp. 3,1 mm (UACT), které díky malým rozměrům a styku s kovací i chladicí po ukončení řízeného ochlazování výrazně rychleji. Protože teplotu počátku martenzitické přeměny lze výpočtem v programu QTSteel odhadnout u dané oceli na 355 °C, je vysoce pravděpodobné, že rychlé ochlazení vzorků pod teplotu 500 °C vedlo k vytvrzení materiálu zákalnými fázemi. Tyto závěry nejsou přímo potvrzeny údaji o teplotě, protože tato veličina nebyla po ukončení vlastního experimentu měřena ani zaznamenávána. Dosažené výsledky bude vhodné doplnit měřením mikrotvrdomosti plastometrických vzorků.



a) po testech s rovinnou deformací / after PSCT



b) po testech jednoosým tlakem / after UACT

Fig. 6 Mikrostruktura vzorků po tlakových zkouškách – řízené ochlazování do teploty 200 °C

Fig. 6 Microstructure of samples after compression testing – controlled cooling to the temperature of 200 °C

Proto byly tlakové zkoušky provedeny znovu při analogických podmínkách tváření, ovšem s doplňkovým řízeným ochlazováním vzorků z teploty 500 °C až na teplotu 200 °C rychlostí $0,5\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ (určenou z průběhu

ochlazování laboratorního vývalku), aby bylo potlačeno samovolné zakalení materiálu. Takto získaný vzorek po PSCT vykazoval jemnozrnnou mikrostrukturu tvořenou směsí feritu a perlitu se specifickou (nelamelární) morfologií, která byla doplněna minoritním výskytem bainitických pásů. Výsledná tvrdost majoritního podílu mikrostruktury vzorku byla $HV1 = 282\pm12$ a střední velikost perlitických bloků cca 17 μm. V případě vzorku po UACT byla získána mikrostruktura obdobného složení, ale s výrazněji odlišitelnými perlitickými bloky o střední velikosti 23 μm. Průměrná tvrdost tohoto vzorku byla $HV1 = 297\pm21$. Mikrostruktura a tvrdost vzorků získaných tlakovými zkouškami s komplexním režimem ochlazování se již velmi přiblížila vlastnostem laboratorního vývalku.

Závěr

S využitím vybraných plastometrických metod bylo simulováno válcování kruhových tyčí z oceli 32CrB4 na vratné stolici laboratorní tratě. Bylo ověřeno, že torzní zkouška je pro jednoduché simulace vysokoteplotních režimů tváření dobře využitelná a dávající výsledné mechanické hodnoty materiálu dosti podobné vlastnostem relevantního vývalku. Výsledná mikrostruktura je však výrazně hrubozrnnější. Vliv deformační rychlosti (v modelovém měřítku 1:1 nebo 1:5) na výsledky torzních zkoušek byl v tomto konkrétním případě zanedbatelný, protože řídicím strukturotvorným mechanismem ve fázi tváření byla statická, nikoli deformační rychlostí zásadně ovlivněná dynamická rekrystalizace.

Bylo zjištěno, že příliš vysoká teplota konce řízeného ochlazování vzorků po zkouškách tlakem vede k částečnému samozakalení zkoumaného materiálu. Negativně se při tom projevuje velmi malá výsledná tloušťka vzorku a jeho příliš rychlé, do jisté míry i v objemu nerovnoměrné ochlazování. Zpomalené ochlazování pod teplotu počátku martenzitické transformace vedlo u obou aplikovaných typů tlakových zkoušek k parametrům výsledné mikrostruktury i tvrdosti nejbližším daným parametrům po laboratorním válcování.

Projevilo se, že na finální vlastnosti modelově tvářeného vzorku má v případě zkoumané oceli 32CrB4 zásadní vliv ochlazovací režim v jeho nízkoteplotní etapě. Větší vzorky mají z tohoto pohledu relativní výhodu při ovládání okamžité rychlosti ochlazování. Pro fyzikální simulace válcování a ochlazování masivnějších dlouhých vývalků je tedy dostatečná zkouška jednoosým tlakem. Tlaková zkouška s rovinnou deformací se jeví jako vhodnější pro simulace válcování plochých vývalků a profilů s menší tloušťkou [18], kdy jako jediná je schopna vyprodukovat řádkovitě uspořádanou strukturu analogicky jako při podélném válcování.

Poděkování

Tato práce byla provedena v rámci projektu č. CZ.1.05/2.1.00/01.0040 Regionálního materiálově technologického výzkumného centra (v rámci Operačního programu "Výzkum a vývoj pro inovace" financovaného ze strukturálních fondů a ze státního rozpočtu České republiky) a studentského grantového projektu SP2013/111 podporovaného v rámci specifického vysokoškolského výzkumu na VŠB - TU Ostrava Ministerstvem školství České republiky.

Literatura

- [1] FABÍK, R., et al. Mathematical modelling of flat and long hot rolling based on finite element methods (FEM), *Metallurgija*, roč. 51, 2012, č. 3, s. 341-344
- [2] HE, Y. B., et al. Modeling of strain hardening and dynamic recrystallization of ZK60 magnesium alloy during hot deformation, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, roč. 22, 2012, č. 2, s. 246-254
- [3] BIDULSKÁ J., et al.: Effect of low strain rate on formability of aluminium alloy. *Metallurgija*, roč. 46, 2007, č. 3, s. 157-159
- [4] SUN, J.-Q., et al. Research on mathematical model of thermal deformation resistance of X80 pipeline steel, *Materials & Design*, roč. 32, 2011, č. 3, s. 1612-1616
- [5] KNAPINSKI, M., et al. Analysis of the microstructure evolution during thermo-mechanical treatment of the steel plates in grade X80 – X100, *Metallurgija*, roč. 52, 2013, č. 2, s. 239-242
- [6] BOŘUTA, J., et al. Plastometrický výzkum deformačního chování řízeně tvářených materiálů, *Hutnické listy*, roč. 61, 2008, č. 1, s. 80-87
- [7] OPIELA, M., GRAJCAR, A. Hot deformation behavior and softening kinetics of Ti-V-B microalloyed steels, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, roč. 12, 2012, s. 327-333
- [8] MIRZAKHANI, B., et al. Influence of Specimen Geometry of Hot Torsion Test on Temperature Distribution During Reheating Treatment of API-X70, *Journal of Iron and Steel Research, International*, roč. 17, 2010, č. 3, s. 34-39
- [9] PERNIS, R., KASALA, J., BOŘUTA, J. Hot torsion tests of cartridge brass MS70, *Acta Metallurgica Slovaca*, roč. 15, 2009, č. 1, s. 5-14
- [10] MAZANCOVÁ, E., RUZIAK, I., SCHINDLER, I. Influence of rolling conditions and aging process on mechanical properties of high manganese steels, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, roč. 12, 2012, č. 2, s. 142-147
- [11] KAWULOK, P., et al. Influence of finish-rolling conditions on microstructure and mechanical properties of low-alloy Mn-Ni-Cr-Mo steel grade, *Key Engineering Materials*, roč. 465, 2011, s. 386-389
- [12] SCHINDLER, I., et al. Vliv laboratorního spojitého válcování na vlastnosti kruhových tyčí z konstrukční oceli S355J2, roč. 66 *Hutnické listy*, 2013, č. 4, s. 13-17.
- [13] SCHINDLER, I., KAWULOK, P. Aplikační možnosti plastometru Gleeble 3800 se simulačním modulem Hydrowedge II na VŠB-TU Ostrava, roč. 66, *Hutnické listy*, 2013, č. 4, s. 85-90.
- [14] UNUCKA, P., BOŘUTA, J., BOŘUTA, A. Výzkum deformačního chování oceli s vysokým obsahem manganu, In: *Metal 2011*, Ostrava: Tanger s.r.o., 2011, příspěvek č. 781.
- [15] MANDZIEJ, S. T. Physical simulation of metallurgical processes, *Materials and technology*, roč. 44, 2010, č. 3, s. 105-119.
- [16] WU, W.-X., et al. Prediction of flow stress of MgNdZnZr alloy during hot compression, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, roč. 22, 2012, č. 5, s. 1169-1175.
- [17] SCHINDLER, I., BOŘUTA, J. *Utilization Potentialities of the Torsion Plastometer*. Katowice: Silesian Technical University, 1998. 106 s.
- [18] SCHINDLER, I., et al. Plastometrická simulace doválcování a ochlazování mikrolegované C-Mn-V-B oceli, roč. 66, *Hutnické listy*, 2013, č. 4, s. 61-66.

Válce s odolnou vrstvou

LEE, G. E., LOPEZ, F.: *Fujico's CPS/HSS Roll Performance at CMC's Arizona and in North America. Iron & Steel Technology, August 2013, s. 121-126*

Již řadu let se životnost válců zvyšuje odstředivým litím, litím spodem, používáním technologie izostatického lisování nebo nanášením ochranných povlaků. Jako ochranná vrstva slouží oceli 9V, 10V nebo rychlořezné oceli. Někdy se užívají karbidy wolframu.

Ve Spojených státech byl vyzkoušen nový způsob nanášení ochranné vrstvy. Válec z oceli 4140 (ekvivalent 15 142 dle ČSN) pro válcování plochých výrobků se předejde a ve svislé poloze se vloží do měděné kokily, která má jen o málo větší průměr, než je průměr válce. Pak se do kokily postupně nalévá rychlořezná ocel, ze které se vytváří ochranná vrstva. Válec nerotuje, ale postupně se spouští dolů. Zařízení používá dvě indukční cívky. Jedna udržuje teplotu předeřátého válce, druhá udržuje teplotu lázně a také ji míchá. Rychlost tuhnutí nanášené vrstvy je vysoká. Díky tomu má jemnozrnnou strukturu. Postup byl vyzkoušen v praxi nejen u hladkých, ale i u kalibrovaných válců a jeví se jako nadějný.

L J

hutní výroba v ČR a SR

Meziroční porovnání měsíčních a postupných hutních výrob roku 2012 a 2013

	Výroba *)			Výroba	Index	Výroba	Index	Výroba	Index
	srpen	září	leden-září	srpen		září		leden-září	
	2013	2013	2013	2012	2013/12	2012	2013/12	2012	2013/12
	tis.t	tis.t	tis.t	tis.t	%	tis.t	%	tis.t	%
KOKS									
CELKEM	283,03	271,89	2 505,91	280,45	100,92	272,12	99,92	2 546,94	98,39
z toho (HŽ) ČR	154,02	149,16	1 354,86	145,61	105,77	146,25	101,98	1 359,54	99,66
(HŽ) SR	129,02	122,73	1 151,05	134,84	95,68	125,87	97,51	1 187,40	96,94
AGLOMERÁT									
CELKEM	709,54	754,65	6 440,96	681,94	104,05	704,69	107,09	6 142,19	104,86
z toho ČR	495,94	494,20	4 225,91	401,79	123,43	441,79	111,86	3 845,24	109,90
SR	213,60	260,45	2 215,05	280,15	76,24	262,90	99,07	2 296,95	96,43
SUROVÉ ŽELEZO									
CELKEM	593,62	656,11	5 731,74	580,85	102,20	622,27	105,44	5 786,74	99,05
z toho ČR	356,09	329,28	3 064,97	286,57	124,26	348,93	94,37	3 033,68	101,03
SR	237,53	326,83	2 666,77	294,28	80,71	273,34	119,57	2 753,07	96,87
SUROVÁ OCEL									
CELKEM	762,19	784,92	7 266,14	720,43	105,80	818,03	95,95	7 414,66	98,00
z toho ČR	450,50	410,89	3 923,56	355,83	126,61	456,05	90,10	3 974,77	98,71
SR	311,69	374,04	3 342,58	364,61	85,49	361,98	103,33	3 439,90	97,17
KONTISLITKY									
CELKEM	722,89	740,40	6 901,09	683,95	105,69	775,40	95,49	7 041,31	98,01
z toho ČR	412,17	367,33	3 567,24	320,35	128,66	414,42	88,64	3 610,41	98,80
SR	310,72	373,07	3 333,85	363,61	85,46	360,98	103,35	3 430,90	97,17
BLOKOVNY									
CELKEM	49,98	50,42	436,17	49,92	100,12	50,12	100,60	432,65	100,81
z toho ČR	49,98	50,42	436,17	49,92	100,12	50,12	100,60	432,65	100,81
SR	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
VÁLCOVANÝ MATERIÁL									
CELKEM	693,45	745,63	6 574,41	660,91	104,92	704,75	105,80	6 618,23	99,34
z toho ČR	366,06	425,56	3 673,69	315,48	116,03	385,43	110,41	3 584,90	102,48
SR	327,39	320,07	2 900,72	345,43	94,78	319,32	100,24	3 033,33	95,63
TRUBKY									
CELKEM	57,29	63,19	565,53	64,82	88,38	65,50	96,47	603,27	93,74
z toho ČR	36,94	47,14	385,04	42,25	87,44	43,19	109,16	405,70	94,91
SR	20,35	16,05	180,49	22,58	90,13	22,32	71,93	197,57	91,35
TAŽENÁ, LOUPANÁ, BROUŠENÁ OCEL									
CELKEM=(HŽ)Č	13,60	14,59	141,25	11,56	117,70	14,64	99,63	129,09	109,41
STUDENÁ PÁSKA KLASICKÁ									
CELKEM=(HŽ)Č	2,07	2,70	22,22	1,69	122,74	2,25	120,22	22,16	100,25
POZNÁMKA: *) Za poslední měsíc jsou údaje předběžné									
Zpracoval: Hutnictví železa, a.s. - ing. Vala									

Meziroční porovnání měsíčních a postupných hutních výrob roku 2012 a 2013

	Výroba *)			Výroba	Index	Výroba	Index	Výroba	Index
	září	říjen	leden-říjen	září		říjen		leden-říjen	
	2013	2013	2013	2012	2013/12	2012	2013/12	2012	2013/12
	tis.t	tis.t	tis.t	tis.t	%	tis.t	%	tis.t	%
KOKS									
CELKEM	271,89	287,67	2 793,58	272,12	99,92	271,62	105,91	2 818,56	99,11
z toho (HŽ) ČR	149,16	155,26	1 510,12	146,25	101,98	142,44	109,00	1 501,98	100,54
(HŽ) SR	122,73	132,41	1 283,46	125,87	97,51	129,18	102,50	1 316,58	97,48
AGLOMERÁT									
CELKEM	754,65	664,73	7 105,69	704,69	107,09	662,01	100,41	6 804,20	104,43
z toho ČR	494,20	441,43	4 667,34	441,79	111,86	377,11	117,06	4 222,35	110,54
SR	260,45	223,30	2 438,35	262,90	99,07	284,90	78,38	2 581,85	94,44
SUROVÉ ŽELEZO									
CELKEM	656,11	637,68	6 364,33	622,27	105,44	563,56	113,15	6 350,30	100,22
z toho ČR	329,28	305,63	3 365,51	348,93	94,37	285,99	106,87	3 319,67	101,38
SR	326,83	332,05	2 998,82	273,34	119,57	277,56	119,63	3 030,63	98,95
SUROVÁ OCEL									
CELKEM	784,92	791,29	8 057,43	818,03	95,95	714,36	110,77	8 129,02	99,12
z toho ČR	410,89	399,69	4 323,25	456,05	90,10	362,20	110,35	4 336,97	99,68
SR	374,04	391,60	3 734,18	361,98	103,33	352,16	111,20	3 792,06	98,47
KONTISLITKY									
CELKEM	740,40	756,46	7 657,55	775,40	95,49	674,19	112,20	7 715,50	99,25
z toho ČR	367,33	365,83	3 933,07	414,42	88,64	323,03	113,25	3 933,44	99,99
SR	373,07	390,63	3 724,48	360,98	103,35	351,16	111,24	3 782,06	98,48
BLOKOVNY									
CELKEM	50,42	28,65	464,81	50,12	100,60	44,68	64,12	477,33	97,38
z toho ČR	50,42	28,65	464,81	50,12	100,60	44,68	64,12	477,33	97,38
SR	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
VÁLCOVANÝ MATERIÁL									
CELKEM	745,19	738,56	7 314,69	704,75	105,74	689,75	107,08	7 307,98	100,09
z toho ČR	425,12	402,03	4 077,44	385,43	110,30	389,87	103,12	3 974,78	102,58
SR	320,07	336,53	3 237,25	319,32	100,24	299,88	112,22	3 333,20	97,12
TRUBKY									
CELKEM	63,20	63,56	629,26	65,50	96,48	73,68	86,26	676,96	92,95
z toho ČR	47,14	44,18	429,39	43,19	109,17	50,78	86,99	456,49	94,06
SR	16,05	19,38	199,87	22,32	71,93	22,90	84,64	220,47	90,66
TAŽENÁ, LOUPANÁ, BROUŠENÁ OCEL									
CELKEM= (HŽ)Č	14,59	12,14	153,38	14,64	99,63	10,82	112,16	139,92	109,63
STUDENÁ PÁSKA KLASICKÁ									
CELKEM= (HŽ)Č	2,70	2,61	24,83	2,25	120,27	2,35	111,01	24,52	101,29

POZNÁMKA: *) Za poslední měsíc jsou údaje předběžné

Zpracoval: Hutnictví železa, a.s. - ing. Vala

Meziroční porovnání měsíčních a postupných hutních výrob roku 2012 a 2013

	Výroba *)			Výroba	Index	Výroba	Index	Výroba	Index
	říjen	listopad	leden-listopad	říjen		listopad		leden-listopad	
	2013	2013	2013	2012	2013/12	2012	2013/12	2012	2013/12
	tis.t			tis.t	%	tis.t	%	tis.t	%
KOKS									
CELKEM	287,67	273,78	3 067,36	271,62	105,91	261,78	104,58	3 080,34	99,58
z toho (HŽ) ČR	155,26	149,07	1 659,19	142,44	109,00	138,19	107,87	1 640,18	101,16
(HŽ) SR	132,41	124,71	1 408,17	129,18	102,50	123,59	100,91	1 440,17	97,78
AGLOMERÁT									
CELKEM	664,73	685,85	7 791,54	662,01	100,41	683,97	100,27	7 488,17	104,05
z toho ČR	441,43	411,85	5 079,19	377,11	117,06	431,17	95,52	4 653,52	109,15
SR	223,30	274,00	2 712,35	284,90	78,38	252,80	108,39	2 834,65	95,69
SUROVÉ ŽELEZO									
CELKEM	637,68	633,71	6 998,03	563,56	113,15	524,21	120,89	6 874,51	101,80
z toho ČR	305,63	337,79	3 703,30	285,99	106,87	286,04	118,09	3 605,70	102,71
SR	332,05	295,92	3 294,73	277,56	119,63	238,18	124,24	3 268,81	100,79
SUROVÁ OCEL									
CELKEM	791,29	823,89	8 881,32	714,36	110,77	661,70	124,51	8 790,72	101,03
z toho ČR	399,69	442,08	4 765,34	362,20	110,35	352,28	125,49	4 689,24	101,62
SR	391,60	381,81	4 115,98	352,16	111,20	309,42	123,39	4 101,48	100,35
KONTISLITKY									
CELKEM	756,46	785,06	8 442,61	674,19	112,20	626,77	125,26	8 342,26	101,20
z toho ČR	365,83	404,23	4 337,30	323,03	113,25	318,35	126,98	4 251,79	102,01
SR	390,63	380,84	4 105,31	351,16	111,24	308,42	123,48	4 090,48	100,36
BLOKOVNY									
CELKEM	28,65	48,79	513,60	44,68	64,12	44,21	110,35	521,54	98,48
z toho ČR	28,65	48,79	513,60	44,68	64,12	44,21	110,35	521,54	98,48
SR	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
VÁLCOVANÝ MATERIÁL									
CELKEM	737,94	765,60	8 079,67	689,75	106,99	670,04	114,26	7 978,02	101,27
z toho ČR	401,41	408,95	4 485,77	389,87	102,96	383,20	106,72	4 357,98	102,93
SR	336,53	356,65	3 593,90	299,88	112,22	286,83	124,34	3 620,04	99,28
TRUBKY									
CELKEM	63,56	67,11	696,37	73,68	86,26	66,43	101,02	743,39	93,68
z toho ČR	44,18	47,71	477,10	50,78	86,99	45,94	103,85	502,43	94,96
SR	19,38	19,40	219,27	22,90	84,64	20,49	94,67	240,96	91,00
TAŽENÁ, LOUPANÁ, BROUŠENÁ OCEL									
CELKEM=(HŽ)Č	12,14	13,31	166,69	10,82	112,16	11,46	116,15	151,37	110,12
STUDENÁ PÁSKA KLASICKÁ									
CELKEM=(HŽ)Č	2,61	2,69	27,53	2,35	111,01	2,20	122,52	26,71	103,04
POZNÁMKA: *) Za poslední měsíc jsou údaje předběžné									
Zpracoval: Hutnictví železa, a.s. - ing. Vala									

Hutě již produkují pouhé procento emisí z padesátých let minulého století

Několik desítek zástupců hutních a strojírenských společností z ČR, Slovenska a Polska jednalo ve dnech 24. – 25.10.2013 v Dolní Lomné v Beskydech. Cílem setkání byla výměna zkušeností. Hlavními tématy byla především legislativa, týkající se životního prostředí, chaos v DPH na ocelářské výrobky a podpora obnovitelných zdrojů. Zástupci hutnictví tří států vydali společné memorandum, jehož doslovné znění je uvedeno níže. U této příležitosti jsme požádali o rozhovor Ing. Vladimíra Tomana, člena představenstva Hutnictví železa, a.s.:

Všeobecně známým termínem, který se dotýká producentů emisí, je rok 2016. Bylo to znát i na setkání v Dolní Lomné?

Určitě ano. Všechny teplárenské a energetické zdroje musí k 1.1.2016 splňovat požadavky směrnice o průmyslových emisích. Ta zpřísňuje emisní limity především NO_x a SO_x . Řada modernizačních akcí je v plném běhu a další se připravují. Projekty jsou kofinancovány v rámci dotačních programů. Většina velkých agregátů bude k uvedenému datu nové limity plnit.

Říkáte, že projekty běží, finance na ně jsou tudíž zajištěny. V čem je tedy problém?

Jde o čas. Akce pro snížení množství emisí neřeší jen hutě, ale všechna teplárenská a elektrárenská zařízení nejen v ČR, ale taktéž v celé Evropě. V Evropě není mnoho kvalifikovaných firem, které umí rekonstruovat např. kotle. Otázkou je, zda existuje dostatek projekčních, technologických a dodavatelských kapacit, které budou schopny dodat vše potřebné v předepsaném čase. Musíme totiž vzít v úvahu, že v rámci těchto projektů se musí také plnit limity stanovené v nejlepší dostupné technologii (tzv. BAT).

Co se stane, když realizaci projektů producent emisí nestihne?

Bude mít od ledna příštího roku právo požádat o výjimku z těchto limitů.

A může očekávat sankci?

Teoreticky nikoliv, ale prakticky nevíme. Je ale složité predikovat, s čím přijdou úředníci z Bruselu a jak to bude aplikováno v ČR.

Bud'me pozitivní. Vše se podaří a co tedy můžeme v oblasti emisí očekávat?

Emise NO_x a SO_x se sníží z 500 na 200 mg/m^3 . Stávající rekonstrukce agregátů míří k hodnotám cca 130 mg/m^3 . Je to proto, aby tato zařízení plnila limity i době, kdy se budou blížit konci své životnosti.

Mimo akcí na snížení oxidů probíhají v hutích i akce na snížení tuhých znečišťujících látek. V tomto směru jsou firmy taktéž nuceny bezvýhradně plnit směrnici Evropské unie?

V případě tuhých znečišťujících látek (TZL) jde o dlouhodobý proces a stávající aktivity hutí jsou zaměřeny na snížení emisí prachu z výrobních hal.

Všechny hlavní agregáty jsou již odprášeny, z komínů již mnoho prachu hutě nevypouštějí. Nyní se aktivity zaměřují na další desítky menších zdrojů emisí, které v konečném důsledku mohou nad halou vytvořit oblak prachu (tzv. fugitivní emise).

Situace ve směru emisí může být samozřejmě vždy ještě lepší, nicméně zcela otevřeně - situace se skutečně zlepšila. Porovnejme si to třeba s padesátými lety minulého století.

Statistiky produkce emisí jsou známy od roku 1946. Ještě koncem 80. let minulého století produkovaly české hutě 80 000 t/rok TZL. Nyní je to 1 500 t/rok a po realizaci aktuálních investic to bude od roku 2016 polovina. Pokud bych sečetl veškeré emise, čili NO_x , SO_x , CO_2 a TZL, tak se dostaneme na 1 % dřívějšího stavu.

Investice se však netýkají pouze emisí. Jde o komplexní projekty, které řeší i snížení znečištění vodních toků, množství produkováných odpadů, snížení spotřeby elektrické energie a podobně.

Předpokládám, že následný provoz, například na zařízení snižující množství TZL, půjde již pak na vrub vlastního financování hutí.

Ano, je to tak. Celkem půjde v hutnictví přibližně o 0,5 mld, Kč ročně.

Takže se bavíme o dalším snížení konkurenční schopnosti našich hutí.

Neřekl bych. Všechny evropské hutě jsou na tom stejně, nesou tyto náklady. Spíše mě zajímá, jak se s tím (a nejen s tím) vyrovnají polské hutě. Ty jsou ve snižování emisí daleko za českými a čekají je velké investice v krátkém čase. A jak jsem již uvedl výše, projekčních i dodavatelských kapacit není v Evropě mnoho.

O ztrátě konkurenční schopnosti lze hovořit v případě vstupů. Nehovořím o ceně rud, koksu a podobně. To určuje burza, ale spíše se jedná o cenu elektřiny. Náš průmysl včetně hutí má o 12 % dražší elektřinu než činí průměr EU. Ale to není vše. Navíc musíme započítat poplatky za podporu obnovitelných zdrojů energií (OZE). U nás v současné době platí průmyslové podniky za spotřebovanou 1 MWh 32x vyšší poplatek než srovnatelné podniky v Německu.

Jak je to možné?

Je to důsledek toho, že v Německu se lidé sami svobodně rozhodli, že náklady za podporu OZE ponesou oni sami a nikoliv jejich průmysl. České hutě příští rok zaplatí ze zákona 495 Kč za spotřebovanou 1 MWh jako poplatek na OZE. V konečném důsledku to může znamenat, že 60 % čistého zisku hutních firem padne příští rok na podporu OZE.

Ale třeba Čína ekologii neřeší. Omyl, není tomu úplně tak. Jejich nové hutě jsou velice moderní zařízení. Staré ocelárny budou muset zavírat. Tlak i na Čínu zvenčí i uvnitř je čím dále tím větší.

Na setkání hutníků tří sousedních států se řešilo i DPH. Připomíná mi to trochu kauzu s lehkými topnými oleji. Problém je celoevropský. Jde o to, že se vinou nepoctivých překupníků na trhu objevila ocel, jejíž cena byla nižší o DPH uplatňované v zemích EU. Začalo to v Polsku a šíří se to dále. Překupníci využili liknavost úřadů a prostoru pro daňové úniky. Problém je tak závažný, že již dokonce padla trestní oznámení a několik nepoctivých obchodníků je již ve vazbě.

Polsko se brání tím, že DPH platí až konečný odběratel. Stejně chce brzy k problému přistoupit Slovensko a Německo. Snad pomine stávající chaotická politická situace u nás a i my se k této cestě přihlásíme. Jinak zůstaneme sami a pro naše obchodníky s ocelí, ale i pro naše výrobce hutních výrobků to může být opravdu velký problém.

*Ing. Stanislav Cieslar, OCELOT s.r.o. a red.
(podle zdroje: HŽ a.s., Praha)*

Prohlášení Česko-Polsko-Slovenské komise pro hutnictví, strojírenství, koksárenství, energetiku a životní prostředí k zachování konkurenceschopnosti do roku 2020 (Dolní Lomná, dne 25. 10. 2013)



Ervin Kubran, Generální sekretář, Zvaz hutníctva, ťažobného priemyslu a geológie SR, Stefan Dzeninak, Prezes zarządu, Hutnicza Izba Przemysłowa Handlowa a Jaroslav Raab, Viceprezident, Odvětvový svaz Hutnictví železa ČR při podpisu memoranda

Účastníci semináře se hlásí ke svému podílu na cílech Evropské Unie redukovat emise skleníkových plynů oproti roku 1990 do roku 2020 celkem o 20% a zvýšit energetickou účinnost o 20% do roku 2020. Je ale nutné uvědomit si, že v případě samostatné akce EU hrozí evropskému ocelářskému průmyslu nebezpečí, které může mít fatální důsledky.

Evropské ocelářství se podílí na globální výrobě oceli 12 % a na emisích skleníkových plynů pouze 10 %. Spolu s japonským ocelářstvím se jedná o nejčistší

produkcí oceli na světě. V případě izolované akce v Evropské unii se globální oteplování nezastaví, naopak se může zhoršovat ještě více a EU utrpí ekonomický, sociální i ekologický šok.

Zástupci Česko-Polsko-Slovenské komise proto plně podporují cíle uvedené v Akčním plánu pro ocelářský průmysl, který byl přijat Evropskou komisí v červnu 2013, a očekávají od Evropské komise i národních vlád konkretizaci těchto cílů a přijetí reálných a dostupných řešení tak, aby nedošlo k vyhánění ocelářského

průmyslu ze zemí Evropské unie. Současně je nutno urychleně posoudit dopady celého komplexu legislativy v oblasti ochrany životního prostředí tak, aby se ukázaly celkové finanční dopady jejího uplatňování na ocelářské podniky. Na základě rozboru pak upravit evropskou legislativu tak, aby byly zrušeny její příliš jednostranné a navzájem si odporující požadavky směrem k průmyslu.

Především je nutno:

- identifikovat odvětví, u nichž hrozí zvyšování produkce CO₂ v důsledku přemístění výrob mimo EU (carbon leakage) pro období 2015 až 2020. Současně stanovit, že pro tato odvětví se bude alokovat i nadále 100 % povolenek zdarma do doby, než bude uzavřena globální dohoda pro zajištění stejných podmínek podnikání v odvětví;
- zajistit, aby ocelářský průmysl EU zůstal konkurenceschopný s výrobci z jiných regionů, dovoz „špinavé“ oceli do EU zatížit ekologickou daní ve výši nákladů na povolenky CO₂, které mají producenti států EU;
- urychleně řešit otázku dopadu vysokých cen energií, zvláště elektřiny, na konkurenceschopnost ocelářského průmyslu, a to jak na evropské úrovni, tak na národní úrovni;
- kompenzovat zvýšené náklady na výrobu elektrické energie i dalších energií pro použití v hutnictví železa tak, aby nebyly přenášeny do odvětví hutnictví železa, a to jak na evropské úrovni, tak na úrovni jednotlivých států;
- umožnit dlouhodobě udržitelný růst a zajistit životaschopnost podniků v sektoru, a tím eliminovat mimořádnou hrozbu ztráty pracovních míst spojenou s rušením výrob v oboru, který v rámci EU zaměstnává 350 tisíc zaměstnanců, produkuje zboží za více než 170 miliard EUR za rok a vyrábí více než 170 milionů tun oceli za rok ve více než 500 podnicích.

z hospodářské činnosti podniků



30 let kyslíkové konvertorové ocelárny v Třineckých železárnách (1983-2013)

Začátek novodobé výroby oceli v kyslíkových konvertorech v Třineckých železárnách, a.s. (TŽ) je datován ke dni 21.12.1983, kdy byla odlita první tavba na konvertoru č. 2. Následně dne 11.6.1984 byl uveden do provozu konvertor č. 1. období let 1983 – 2012 bylo v kyslíkové konvertorové ocelárně (KKO) vyrobeno celkem 62 190 839 tun oceli. Rekordní výroby bylo dosaženo v roce 2007 a to ve výši 2 528 940 t. Nárůst výroby konvertorové oceli, od počátečních 718 616 t v roce 1984, byl docílen stálým rozvojem výrobní základny a intenzifikací technologických postupů. Mezi nejdůležitější patří zavedení plynulého odlévání oceli v roce 1989, postupné zavádění nových formátů lití a rovněž zavedení mimopecního zpracování oceli, které je dnes zabezpečováno na dvou stanicích homogenizace inertním plynem, dvou pánvových pecích, jednom zařízení pro chemický ohřev a dvou vakuovacích stanicích.

Třinecká KKO, nejmodernější a nejmladší česká ocelárna, letos slaví 30. let svého fungování. V ČR nemá konkurenci, umí vyrobit celou škálu značek oceli. Těch základních je 650 druhů ve špičkové kvalitě. Proto z nich mohou být vyrobeny finální produkty pro nejnáročnější zpracovatelské a odběratelské obory, například pro automobilový či energetický průmysl, který klade vysoké nároky na bezpečnost.

Dne 23.10.2013 se na společné oslavě v kulturním domě Trisia v Třinci setkalo na 200 bývalých i současných

zaměstnanců KKO. Společně vzpomínali na to, jak těsně před vánočními svátky v roce 1983 proběhla první tavba, která kvůli počátečním problémům trvala dlouhé tři hodiny. „Ocelárna má dnes veškeré další předpoklady, aby byla plně konkurenčně schopná i v dalších letech. Nemám obavy, že by si naši oceláři i vývojáři neporadili s výrobou stále náročnějších značek oceli. Ostatně to během 30 let prokázali.“ řekl ve svém projevu generální ředitel Třineckých železáren Ing. Jan Czupek. V rámci dne oslav proběhlo i tradiční, již 21. ročník školení pracovníků konvertorové ocelárny. Celkem devět odborných přednášek bylo připraveno a předneseno členy odborné skupiny Výroba oceli podnikové pobočky České hutnické společnosti TŽ, a.s..

Historie výroby oceli v TŽ

Ocel se vyrábí v TŽ od roku 1877. Do té doby (od založení podniku v roce 1839) se v huti vyrábělo pouze surové železo pro slévárenské účely. V roce 1877 v souvislosti s koncentrací hutní výroby z okolních hutí Těšínské komory do Třince, kterým procházela Košicko-bohumínská železniční dráha, byla zahájena v TŽ také výroba oceli v Bessemerových konvertorech, přestěhovaných z Karlovy hutě v Liskovci. Od té doby se v TŽ vystřídaly prakticky všechny technologie výroby oceli počínaje Bessemerovým a Thomasovým procesem a jejich kombinací, přes duplexní pochod Bessemer-Martin, výrobou v Siemens-Martinských pecích až k dnešní výrobě v kyslíkových konvertorech.



Ze slavnostního shromáždění ocelářů třinecké KKO (foto Jiří Wawrzacz)

*Ing. Jiří Cupek
předseda OS Výroba oceli,
Podniková pobočka ČHS TŽ, a.s.*

ze spolkové činnosti a odborných akcí

Konference STEELSIM 2013

Ve dnech 10. – 12.9.2013 se konala 5. mezinárodní konference STEELSIM 2013 v areálu VŠB-TU Ostrava. Konference byla zaměřena na modelování a simulace technologických procesů v hutnictví.

Organizátory akce byli: Česká hutnická společnost (ČHS), Společnost MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o. (MMV), VŠB-TU Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství (FMMI) a společnost OCELOT s.r.o.

Tato konference je pravidelně zařazována do „Conference calendar of the International Society of Steel Institutes“ a právě uskutečněná akce navazovala již na 4. ročník konaný v roce 2011 v Düsseldorfu, SRN.

Záštitu nad konferencí převzal rektor VŠB-TU Ostrava prof. Ing. Ivo Vondrák, CSc. Zúčastnilo se jí 61 odborníků ze 14 zemí světa. Během 3denního jednání účastníci konference vyslechli celkem 43 přednášek. Kromě plenárního zasedání se 2 přednáškami probíhalo jednání v těchto 11 tematicky zaměřených, po sobě jdoucích sekcích:

- Výroba surového železa (4 přednášky)
- Sekundární metalurgie (3 přednášky)
- Plynulé odlévání oceli (7 přednášek)
- Odlévání ingotů (5 přednášek)
- Tuhnutí kovů (1 přednáška)
- Válcování za tepla (6 přednášek)
- Tepelné zpracování (4 přednášky)
- Válcování za studena (2 přednášky)

- Proudění tekuté fáze (4 přednášky)
- Fyzikální simulace (3 přednášky)
- Materiálové vlastnosti (2 přednášky)

Bližší informace o účastnících i jednotlivých přednáškách lze nalézt na webových stránkách <http://www.steelSIM2013.cz>, sekce CONFERENCE REPORT.

VŠB jako příjemce a MMV jako partner řeší projekt Regionální materiálové technologické výzkumné centrum v Operačním programu Výzkum a vývoj pro Inovace – Regionální centra. Tato konference byla jedním z výstupů řešení tohoto projektu. Zástupci obou subjektů se jednak podíleli na organizaci konference a jednak aktivně vystoupili se svými referáty, kterými prezentovali výsledky řešení uvedeného projektu.

Organizátoři konference touto cestou děkují společností MECAS ESI s.r.o., MAGMA GmbH a Moravskoslezskému kraji, kteří pořádanou akci podpořili. Konference byla dále podpořena mezinárodním zastoupením International Society of Steel Institutes a společností VDEh, SRN.

Konference byla po odborné i organizační stránce úspěšná a stala se platformou pro výměnu zkušeností mezi odborníky, kteří se touto problematikou zabývají.

*Ing. Jaroslav Pindor, Ph.D.
předseda ČHS*

Úspěch expozice podnikové pobočky ČHS TŽ na mezinárodních výstavách vynálezů

V letošním roce 2013 podniková pobočka České hutnické společnosti (ČHS) Třineckých železáren a.s. představila s úspěchem exponáty vynálezů skupiny Třinecké železářny a.s. a Moravia Steel a.s. na třech mezinárodních výstavách vynálezů.

Ve dnech 6. až 8. června se konal v Praze-Holešovicích premiérový ročník veletrhu vynálezů **INVENTO 2013**.

Slavnostního zahájení v historickém Průmyslovém paláci se zúčastnili zástupci ze 14 zemí Evropy, Asie i Afriky. Organizace této mezinárodní akce se ujala společnost INCHEBA EXPO Praha, spoluorganizátorem veletrhu byl Úřad průmyslového vlastnictví, Český svaz vynálezů a zlepšovatelů, Asociace inovačního podnikání ČR a Agentura pro podporu podnikání a investic CzechInvest. Partnerem

byla pak Mezinárodní federace vynálezckých sdružení IFIA, která Prahu zařadila do kalendáře výstav i v následujících letech. Pražskou výstavu podpořili svou návštěvou také pan Guillaume Minnoye, vicepresident Evropského patentového úřadu (EPO) a pan Michal Svantner, ředitel sekce Mezinárodního patentového úřadu (WIPO).

V rámci mezinárodní soutěže vystavovatelů získala expozice podnikové pobočky ČHS jednu zlatou medaili za „Zařízení pro provádění creepových zkoušek“, kterou osobně převzal jeden ze spoluautorů tohoto zkušebního zařízení, Ing. Daniel Omacht z Materiálového a metalurgického výzkumu s.r.o.(MMV), dvě stříbrné za exponát „Vysokonapěťový induktor“, rovněž od společnosti MMV, a za „Servisní, zásahový a záchranářský robot – Hardy“ společnosti Strojírny Třinec, a.s. a tři bronzové za exponáty „Vsázka pro výrobu vysokopečního koksu“, „Kokila pro odlévání ingotů“ a „Magnetická těsnicí záslepka“, jejímiž autory jsou zaměstnanci Třineckých železáren, a.s.

Druhou mezinárodní akcí, na které byly vynálezy podnikové pobočky ČHS konfrontovány v mezinárodní úrovni, byla Mezinárodní výstava inovací v Polsku pod názvem IWIS 2013, nad kterou již několik let drží čestnou záštitu i prezident Polské republiky. Tento již sedmý ročník se konal ve dnech 8. až 10. října. v prostorách vysoké školy „Politechnika Warszawska“ a přivítal zástupce z 22 zemí světa, kteří vystavovali více jak 350 vynálezů a inovativních řešení. Společnými pořadateli této pravidelné výstavy, konané v rámci výstav mezinárodní organizace IFIA, byla již zmíněná vysoká škola, Patentový úřad Polské republiky (UPRP) a Polský svaz vynálezců a zlepšovatelů (SPWiR).

Třinecká expozice podnikové pobočky ČHS, která je kolektivním členem Českého svazu vynálezců a zlepšovatelů (ČSVZ), byla zde obohacena o dva světově uznávané vynálezy prezentované na jiných výstavách vynálezů mimo Polsko, které zde také obdržely dvě zlaté medaile, z nichž jedna nese dokonce ocenění „with mention“ neboli s vyznamenáním. Tímto úspěchem se také podařilo třineckým autorům potvrdit dříve sjednanou dohodu o spolupráci na poli společného zastupování na takových výstavách.

Ze závěrečného ceremoniálu předávání medailí, kterého se zúčastnila předsedkyně UPRP dr. Alicja Adamczak, předseda IFIA Andras Vedres a předseda SPWiR Prof. Michal Szota, který je zároveň místopředsedou Asociace evropských vynálezců (AEI), si ČHS odvezla další 2 zlaté medaile s vyznamenáním za vynálezy „Magnetická těsnicí záslepka“ a „Zařízení pro

provádění creepových zkoušek“, zlatou medaili za vynález „Vsázka pro výrobu vysokopečního koksu s přídavkem hnědého uhlí“, jednu stříbrnou medaili za vynález „Kokila pro odlévání ingotů“ a jednu bronzovou medaili za „Vysokonapěťový induktor“. „Magnetická těsnicí záslepka“ obdržela také ocenění od polského patentového úřadu a „Vsázka pro výrobu vysokopečního koksu s přídavkem hnědého uhlí“ ocenění "Great Prize IWIS 2013" od AEI.

Třetí, z hlediska počtu konání a účasti zástupců podnikové pobočky ČHS již tradiční byla účast na 9. ročníku mezinárodní výstavy vynálezů a patentů TECHNICON – INNOWACJE 2013 v Gdaňsku, konané ve dnech 24. až 25. října. Tato výstava se uskutečnila v nových výstavních prostorech nesoucí název MTG – CENTRUM AmberExpo. Záštitu nad ní mělo ministerstvo školství a ministerstvo hospodářství včetně patentového úřadu Polské republiky. Hlavním námětem letošní výstavy byly inovace a nové technologie. Vystavovatelé se rekrutovali hlavně z řad vysokých škol, institucí spojených s byznysem, technologických inkubátorů, inovačních firem a různých typů podniků. Zástupci podnikové pobočky ČHS prezentovali na této výstavě pět exponátů: „Kokila pro odlévání ingotů“, „Magnetická těsnicí záslepka“, „Vsázka pro výrobu vysokopečního koksu s přídavkem hnědého uhlí“ od autorů z Třineckých železáren a od společnosti MMV zde byl prezentován „Vysokonapěťový induktor“ a „Zařízení pro provádění creepových zkoušek“, které bylo oceněno stříbrnou medailí. Třinecké železářny za vystavovanou expozici, reprezentovanou podnikovou pobočkou ČHS, obdržely také pohár prezidenta města Gdaňska.

Na závěr lze zdůraznit, že přínosem účasti na těchto mezinárodních výstavách nejsou jen obdržené medaile. Vystavovatelé mají zde možnost srovnání úrovně prezentovaných vynálezů s takovými zeměmi, jako

např. Polsko, Chorvatsko, Ukrajina, Jižní Korea, Taiwan, ale i s dalšími zeměmi Evropy, Asie a Afriky. Na půdě výstavy mají také možnost setkání jak s vystavovateli, tak s návštěvníky výstavy, mezi nimiž nechybí i významné osobnosti vysokoškolské nebo vědecko-technické obce, s nimiž mají možnost navázat a udržovat oboustranně velmi výhodné odborné i přátelské vztahy.

*Ing. Bohdan Suchanek
člen předsednictva podnikové pobočky
ČHS TŽ, a.s.*

20. let od založení České koksárenské společnosti

V dubnu letošního roku uplynulo 20 let od založení České koksárenské společnosti (ČKS). V textu zakládací listiny ČKS z roku 1993 se nacházejí zvučná jména z koksárenského oboru, jako pánové Miroslav

Piša, Miroslav Kaloč, Tadeáš Kožušník, Jan Počta, Vladislav Machek, Václav Roubiček, Kazimír Segeřa, Petr Ryška, Oldřich Baran. Na ustavující schůzi bylo tenkrát přítomno třicet zakládajících členů, a to ať už individuálních, nebo kolektivních. Členy ČKS je dnes už 135 fyzických osob, 19 českých a 10 zahraničních firem. K významnému jubileu byla uspořádána slavnostní výroční konference ČKS, která se uskutečnila 14.6.2013 v hotelu Imperiál v Ostravě.

ČKS vznikla v době, kdy československý koksárenský průmysl přikročil k masivní inovaci, ekologizaci a centralizaci výroby. V roce 1993 bylo v provozu sedm koksoven s roční výrobou 7,1 mil t koksu. Ve srovnání s obdobím let 1974 – 1977, které pro koksárenství ještě znamenalo zlatý věk extenzivního růstu a v němž československé koksozny vyráběly 11 mil. t koksu ročně, to již v té době znamenalo 35% pokles. Dnes dosahuje roční výroba koksu v ČR na koksovně Svoboda v Ostravě, v Třineckých železárnách a ArcelorMittal Ostrava v Kunčicích a dohromady zhruba 2,6 mil t.

Pohled do historie ukazuje, že v průběhu existence ČKS došlo k pronikavým změnám v koksárenství u nás i v zahraničí. Změny se pochopitelně odrážejí na odborné činnosti společnosti. Předávané zkušenosti s praktickým využitím z rozvoje výroby koksu nebo zdokonalování technologie a tlak na snižování zatížení životního prostředí na mezinárodním fóru jsou jistě tím nejlepším vysvědčením pro přínos koksárenské společnosti. Výhodou všech technických inovací pak je, že jejich přínos se diskutuje na širokém společném fóru a že se tak jejich uplatnění tak dostane rychle a účinně do praxe.

Jedním z cílů ČKS je odborný růst koksárenských techniků. Proto k již tradičním úkolům společnosti patří pořádání odborných seminářů, které pro své členy Výkonná rada ČKS připravuje. Společnost může být právem hrdá na to, že na 56 odborných seminářích,

uspořádaných za dobu její existence, bylo prezentováno bezmála 170 aktuálních a vysoce odborně erudovaných přednášek.

Další z úspěšných tradic se staly Koksárenské konference, které začala ČKS organizovat od roku 1994, kde navázala na působení koksárenské sekce České vědecko-technické společnosti. Do loňské, již 34. mezinárodní konference bylo uspořádáno 10 takových konferencí s celkovým počtem 180 přednášek. Nedílnou součástí odborné činnosti společnosti jsou také intenzivní mezinárodní styky ať už účasti na odborných mezinárodních konferencích, kongresech, exkurzích nebo v osobních kontaktech se zástupci zahraničních koksoven, vědecko-technických institucí a dodavatelů technologického zařízení.

Za dobu existence ČKS byla udělena Výroční cena za celoživotní přínos oboru koksárenství už pětadvaceti členům. Při zajišťování vzdělávací činnosti ČKS těží z bohaté spolupráce s firmami, jejichž příspěvky umožňují i nadále organizovat činnost koksárenské společnosti. Taktéž na uvedené slavnostní výroční konferenci byli vyznamenáni zasloužilí členové ČKS a přispívající firmy a instituce.

K dosažení všech uvedených pozitivních výsledků byla zcela nezbytná perfektní organizace všech akcí, podmíněná obětavou a nezištnou aktivitou členů ČKS. Neopomenutelnou podmínkou bylo také kritické zhodnocení získaných zkušeností s cílem dalšího zdokonalování činnosti a jejích výsledků.

Výkonná rada ČKS děkuje všem členům a příznivcům společnosti za podporu činnosti, za účast na společných akcích a za zájem o dění v oboru, podnikatelům a institucím za finanční podporu, kterou koksárenské společnosti věnují i v současné nelehké době. Přáním výkonné rady je, aby si nová nastoupivší koksářská generace uvědomovala objem dosud vykonané práce, aby byla důstojným pokračovatelem svých předchůdců a aby se tak i ona jednou stala vzorem pro své následovníky.

*Ing. Daniel Pustka
člen Výkonné rady ČKS*

ze života škol

Medzinárodná konferencia „Aluminium a neželezné kovy“



Účastníci konferencie v prednáškovej sále

V dňoch 22. až 24.10.2013 sa uskutočnila 8. Medzinárodná konferencia „Aluminium a neželezné kovy“. Hlavným organizátorom bola Fakulta výrobných technológií a managementu Univerzity J. E. Purkyně v Ústí nad Labem. Sponzormi bola firma Constellium s.r.o., Děčín a Olympus Czech Republic.

Konferencia sa konala v priateľskom spoločenskom ovzduší v peknom prírodnom prostredí v Bystřici nad Pernštejnem. Na konferencii s bohatou účasťou, čítajúcou viac ako 100 účastníkov, tak pracovníkov univerzít, výskumných ústavov ako aj firiem odznali veľmi zaujímavé prednášky väčšinou z problematiky hliníkových zliatin, ale i iných neželezných kovov.

Súčasťou konferencie bola i súťaž o najlepšiu fotografiu zo štruktúry kovov. Prví traja súťažiaci boli odmenení i darčekom. Súčasťou konferencie bol i výlet do neďalekého prírodne atraktívneho okolia a v záverečný deň i spoločenský večierok.

prof. Ing. Ivan Lukáč, PhD.



Spoločenské večerné posedenie

Oslavy 15. výročia vzniku fakulty Výrobných technológií a managementu UJEP Ústí nad Labem

Dňa 19. septembra sa v rámci slávnostného zasadania Vedeckej rady uskutočnili oslavy 15. výročia vzniku Fakulty výrobných technológií a managementu na UJEP v Ústí nad Labem.

Slávnostný prejav, ktorý vyhodnotil prácu fakulty a načrtol jej perspektívne plány, mal Dr. Ing. František Holešovský, dekan fakulty. Prínos fakulty a jej význam pre univerzitu ocenil prof. RNDr. René

Wokoun, CSc., rektor UJEP v Ústí nad Labem. Význam fakulty z pohľadu Ústeckého kraja vyzdvihol vo svojom prejave Oldřich Bubeníček, hejtman Ústeckého kraja.

Súčasťou osláv bolo i ocenenie domácich a zahraničných spolupracovníkov fakulty, ktorí sa významne podieľali na jej rozvoji.



Čestné a pracovné predsedníctvo pri zahájení osláv UJEP



Ocenení domáci a zahraniční spolupracovníci pri slávnostnom zasadaniu Vedeckej rady

Následujúci kultúrny program zvýraznil význam tohto podujatia a vytvoril veľmi dobrú spoločenskú atmosféru.

Pri spoločenskom posedení, ktoré tvorilo záver univerzitných osláv, mali prítomní pedagógovia, zamestnanci aj hostia možnosť vytvorenia vzájomných kontaktov s perspektívou tak podpory fakulty ako i vzájomnej spolupráce.

Fakulte výrobných technológií a managementu želáme veľa úspechov tak v oblasti pedagogickej ako i vedeckej práce a v zopätí riešených tém s priemyslom v ďalších rokoch.

*prof. Ing. Ivan Lukáč, PhD.
člen vedeckej rady UJEP*

Problematika vzdelávania v hutníctve na Slovensku

prof. Ing. Ivan Lukáč, PhD.¹

¹Technická univerzita v Košiciach, Hutnícka fakulta, Katedra náuky o kovoch, Park Komenského 11, 042 00 Košice, Slovenská republika

Cieľom tohto príspevku je upozorniť na problematiku kvality vzdelávania v hutníctve na Slovensku. Pri analýze boli vzaté do úvahy vzdelávacie inštitúcie na relevantných úrovniach, potreby výrobnjej sféry a podpora štátu.

Vzdelávacie inštitúcie

Najvyššou vzdelávacou inštitúciou na Slovensku pre odbor hutníctva je **Hutnícka fakulta** Technickej univerzity v Košiciach (ďalej HF), ktorá bola zriadená na základe Vládneho nariadenia zo dňa 8.7.1952, číslo 30/52 Zb. V prvom školskom roku 1952/53 bolo prijatých do 1. ročníka 88 poslucháčov, štúdium ukončilo 50. Výučba sa začala na dvoch katedrách (Katedra chémie a Katedra hutníctva). V školskom roku 1955/56 bolo už 5 katedier a to: Katedra chémie, Katedra náuky o kovoch, Katedra tepelného spracovania a tvárnenia kovov, Katedra pecí a hutníckej energetiky a Katedra kovohutníctva. Pre rozvoj HF bolo dôležité, že na základe dohody s VŠB - Ostrava Katedra

kovohutníctva vychovávala do školského roku 1978/79 absolventov so zameraním na neželezné kovy pre celú Československú republiku. HF má v súčasnosti osem katedier. Sú to: Katedra chémie, Katedra náuky o materiáloch, Katedra tvárnenia kovov, Katedra pecí a teplotníky, Katedra keramiky, Katedra integrovaného manažérstva, Katedra neželezných kovov a spracovania odpadu, Katedra železiarstva a zlievarenstva.

Počet absolventov v prvých rokoch existencie HF zodpovedal požiadavkám výrobnjej sféry. Po roku 1967 už ich počet nezodpovedal možnostiam umiestnenia, kritický bol rok 1982. V tab. 1 sú pre vybrané roky uvedené údaje o počte absolventov a o úspešnosti štúdia.

Tab. 1 Počet absolventov v jednotlivých rokoch

Rok	Počet absolventov	Úspešnosť štúdia [%]	Poznámka
1957	50	56,81	Prví absolventi.
1958	42	78,3	
1959	30	89,2	4 zahraniční študenti
1960	39	92,4	
1967	109	88,7	12 zahraničných študentov
1982	329	60,3	178 z 5 ročného a 151 z 4 ročného štúdia
2003	135	24,06	Prijatých do 1. ročníka 561 poslucháčov
2007	112	13,86	Prijatých do 1. ročníka 808 (Ing. + Bc.)
2013	78	10,54	Prijatých do 1. ročníka 578 (Ing. + Bc.)

Ako komentár k tejto tabuľky je potrebné uviesť.

1. Mnohí z prijatých prvých poslucháčov HF z roku 1952 boli absolventmi tzv. pripravok. Jednalo sa o skrátené jednoročné štúdium strednej školy (gymnázia, priemyslovky) s maturitou. Ich teoretické znalosti nemohli, pochopiteľne, zodpovedať znalostiam absolventov riadneho stredoškolského štúdia. Preto úspešnosť štúdia bola nízka v porovnaní s nasledujúcimi rokmi (do roku 1967), keď na HF boli prijímaní, po prijímacích pohovoroch, len maturanti gymnázia a priemysloviek.
2. Nižšia kvalita prijatých poslucháčov do prvého ročníka sa začala prejavovať od roku 1977 odkedy úspešnosť štúdia sa postupne znižovala. Už v tomto období sa začal prejavovať nižší záujem maturantov o technické odbory.
3. Po roku 1990 sa prijímali do 1. ročníka aj maturanti z netechnických odborov (napr. Zdravotnícka škola). V dôsledku slabých teoretických vedomostí prevažná väčšina fakultu opustila už v prvom ročníku.
4. Mnoho prijatých poslucháčov od roku 1990 „prezimovalo“ na fakulte jeden rok a začiatkom nového školského roku prešli na inú fakultu.
5. Po roku 1990 úroveň znalostí z teoretických predmetov maturantov nutných k zvládnutiu štúdia na HF sa postupne začala znižovať (matematika, fyzika, chémia).
6. Po roku 1990 z učebných osnov HF boli vypustené povinné praxe vo výrobných podnikoch. Výsledkom toho je, extrémne povedané, že absolvent HF nerozozná vysokú pec od valcovacej stolice.
7. Od roku 1967 bolo evidentné, že počet absolventov je neúmerne potrebným priemyslu. Mnohí z nich sa už v tom čase zamestnali mimo odbor, ktorý študovali (napríklad v roku 1981 to bolo 17 %), pričom tento stav trvá dodnes. Je potrebné uviesť, že do roku 1967 absolventi dostávali tzv. „miestenky“, ktoré určovali povinné miesto nástupu absolventa. Miestenkový systém súvisel s §2 Vládneho nariadenia č. 20/1952 Zb. Po zrušení miestieniek v roku 1967 HF na základe

zmlúv s generálnymi riaditeľstvami ako napr. GR Ťažkého strojárstva so sídlom v Martine sa snažila získať prehľad o potrebe absolventov a tak optimalizovať početný stav úspešných absolventov. Pre jednotlivé GR boli vedením fakulty ustanovení garanti. Z hľadiska atraktívnosti štúdia na HF bolo nezanedbateľné, že mnoho z podnikov jednotlivých GR ponúkali poslucháčom od 3. ročníka závodné štipendia a niektoré, najmä pre manželské páry, aj byty – napr. Kovohutě n.p. Děčín. Tento stav existoval do roku 1990. V súčasnosti bohužiaľ ani HF, ani príslušné ministerstvo nemajú prehľad o skutočnej potrebe absolventov.

8. Klesajúci záujem firiem o absolventov HF po roku 1990. Ako príklad možno uviesť, že bývalé VSŽ boli do roku 1990 významnými zamestnávateľmi absolventov HF. Súčasný vlastník – U.S. Steel Košice, s.r.o. v niektorých rokoch neprijal do zamestnania žiadneho absolventa HF.

Fakulte od školského roku 1952/53 do roku 1974 boli prideľované smerné čísla, ktoré určovali koľko poslucháčov bolo možné do 1. ročníka prijať. V tab. 2 sú údaje smerných čísiel pre nasledovné tri roky. Vedenie HF 27.10.1980 požiadalo Ministerstvo školstva o zníženie smerných čísiel pre nasledujúce školské roky, avšak neúspešne.

Tab. 2 Smerné čísla pre HF

Školský rok	Smerné číslo
1952/53	88
1978/79	260
1979/80	270

Ak porovnáme smerné čísla v tab. 2 s počtom prijatých študentov v roku 2003 (tab. 1) zistíme, že HF viac ako zdvojnásobila počet prijatých. Uvedený nárast prijatých poslucháčov do 1. ročníka súvisí so štátnou politikou po roku 1990, menovite prideľovania finančných prostriedkov fakulte podľa počtu poslucháčov.

V školskom roku 2012/2013 bolo na fakulte týchto 10 študijných odborov: Hutníctvo, Materiály pre automobilový priemysel, Biometalurgia, Tepelná energetika a plynárstvo, Integrované systémy riadenia, Environmentálna chémia, Priemyselná

keramika, Kovové a nekovové materiály, Spracovanie a recyklácia odpadov, Materiálové a technologické aplikácie pre výtvarnú tvorbu. Tento počet študijných odborov je pre fakultu neúnosný ak prihliadneme, že do 1. ročníka pre školský rok 2013/14 bolo prijatých len 100 poslucháčov.

Tab. 3 Pedagogickí pracovníci HF v jednotlivých kategóriách a stav k 31.7.2013

Školský rok	Profesori	Docenti	Odborní asistenti	Asistenti	Spolu
1982/83	7	23	38	3	71
1988/89	8	30	52	1	91
1990/91	8	28	37	-	73
2013/14	15	36	26	-	77

Výrazný je vzrast počtu profesorov a najnižší počet odborných asistentov v školskom roku 2013/14 v porovnaní s predchádzajúcimi rokmi. Nízky počet odborných asistentov je daný jednak tým, že doktorandi sa podieľajú na pedagogickom procese a jednak

Jeden z problémov je personálne zabezpečenie pedagogického procesu a jeho kvalita. V tab. 3 je prehľad o počte pedagogických pracovníkov na zabezpečenie pedagogického procesu v minulosti a v súčasnosti v jednotlivých kategóriách.

úspornými opatreniami. Zároveň je nutné uviesť, že podľa Výročnej správy Hutníckej fakulty z apríla 2013 je priemerný vek v jednotlivých kategóriách nasledovný, tab. 4.

Tab. 4 Priemerný vek pedagogických pracovníkov HF – stav k aprílu 2013

Profesori	Docenti	Odborní asistenti s PhD.	Odborní asistenti bez PhD.
63,0	50,1	35,9	32,7

Mimoriadne kritický stav je v kategórii profesorov najmä s prihliadnutím na potrebu garancie jednotlivých odborov (na Slovensku môže byť profesor garantom odboru do 65 rokov).

Problémom je kvalita pedagogických pracovníkov na fakulte. Uvediem ako príklad profesorov. Prví profesori pôsobiaci na fakulte mali viacročné skúsenosti z praxe s bohatou publikačnou činnosťou (prof. Brzobohatý, prof. Kubelík, prof. Černoch, prof. Malý, prof. Malkovský, prof. Červený). Pod ich vedením sa riešili úlohy tak základného ako i aplikačného výskumu. V súčasnosti ani jeden z profesorov pôsobiacich na HF neprešiel žiadnou výrobnou praxou v priemyselných podnikoch. Tým je dané ich zameranie na riešenie úloh základného a nie aplikačného výskumu. V dôsledku toho chýba jeden zo silných akcentov vzdelávania – prepojenie tak pedagógov ako i študentov s praxou. Tento stav je kritický najmä pre technologické katedry. Napríklad Katedra tvárnenia kovov, Katedra keramiky neriešili v školskom roku 2012/2013 ani jeden projekt aplikačného výskumu v rámci APVV. V dôsledku toho tieto katedry nie sú zamerané na riešenie aplikačného výskumu, čo potvrdzuje aj Výročná správa Hutníckej fakulty z apríla 2013. Obdobná situácia, čo sa týka výrobnéj praxe, je i v kategórii docentov a odborných asistentov. Domnievam sa, že ak univerzita špičkovej svetovej úrovne MIT–Massachusetts Institute of Technology, kde prednášajú aj nositelia Nobelovej ceny, rieši mnoho úloh aplikačného výskumu, tak orientácia HF by mala byť aj týmto smerom. Slovensko nie je tak ekonomicky silné, aby sa HF nepodieľala na riešení úloh aplikačného významu.

Stredné odborné a robotnícke vzdelanie v oblasti hutníctva je možné získať na rôznych miestach Slovenska. Stredná priemyselná škola v **Košiciach** má aj študijný odbor 22356 00 Hutníctvo so zameraním na:

1. výrobu a spracovanie železných a neželezných kovov
2. skúšanie materiálov pre automobilový priemysel
3. zlievárenstvo a riadenie priemyselnej výroby

Žiaľ záujem o štúdium týchto zameraní stredoškolského štúdia je veľmi malý.

Pre robotnícke povolania vychováva príslušné robotnícke profesie Stredné odborné učilište Košice-Šaca s napojením na U.S. Steel Košice, s.r.o.

Dlhoročnú tradíciu vo vzdelávaní má **Podbrezová**. Tam sa organizovaná príprava mládeže na robotnícke povolanie začala už 12.10.1937 v Závodnej učňovskej škole. V súčasnosti, od 1.9.2008 táto inštitúcia v podobe Súkromnej SOŠ Hutnícka Železiarne Podbrezová vzdeláva v hutníctve predovšetkým pre vlastnú potrebu – Železiarne Podbrezová, a.s.

Z historického pohľadu je potrebné pripomenúť aj Strednú odbornú školu (SOŠ) **Tisovec** (Hutnícka priemyslovka) založená 1.2.1951 so zameraním na hutnícke odbory. V decembri 1965 došlo k likvidácii vysokej pece v Tisovci, čo znamenalo aj zánik Hutníckej priemyslovky v Tisovci.

Uvedené stredoškolské inštitúcie v dostatočnom množstve i kvalite zabezpečujú personálne potreby so stredoškolským a robotníckym vzdelaním. Zároveň ich absolventi môžu v prípade záujmu pokračovať v štúdiu na rôznych univerzitách s technickým zameraním.

Potreby výrobnéj sféry

Vzhľadom ku skutočnosti, že vzdelávací proces je na všetkých úrovniach viacročná záležitosť, je smutnou realitou, že školstvo obecné nedisponuje žiadnymi

informáciami o potrebe absolventov. Téza „trh vyrieši všetko“ v tomto prípade je neplatná a faktom je, že absolventi, v mnohých prípadoch i nereálnych odborov pre prax, končia na Úradoch práce, alebo, v lepšom prípade, si nájdu zamestnanie mimo odbor, ktorý študovali. Podľa názoru autora článku chýba vzájomná väzba medzi: výrobná sféra – vzdelávacie inštitúcie. Súčasne je potrebné zavedenie odbornej praxe, ktorá by výrazne pomohla tak znovuzískaniu prepojenia výrobné sféry so vzdelávacou inštitúciou ako i zvýšeniu kvality absolventov.

Pre HF je negatívnym javom, že po roku 1990 sprivatizované firmy, ktorých majiteľmi sú rôzne zahraničné inštitúcie, majú vlastné výskumné centrá v materskej krajine. Napríklad U.S. Steel Košice, s.r.o. v Pittsburghu. V dôsledku toho tieto firmy nepociťujú potrebu absolventov s najvyššou kvalifikáciou – PhD. Situácia sa môže zlepšiť založením PROMATECH (materiálový výskum) v Košiciach za viac ako 22 miliónov EUR.

Negatívom je i už zmienená skutočnosť, že výrobné podniky neumožňujú výrobnú prax. Výsledkom je, že absolvent nepozná technologické problémy ním študovaného odboru v praxi, čo nie je možné nahradiť žiadnymi videami, resp. inými učebnými pomôckami, s ktorými sa študenti zoznajú len v laviciach posluchárni. Mesiac praxe u prvých absolventov HF napríklad v lisovni má vzhľadom k rôznym prevádzkovým stavom v praxi väčšiu vypovedaciu schopnosť ako video lebo podobné školské pomôcky.

Fakulta by mala vyvinúť maximálne úsilie, aby monitorovala skutočný stav potrieb praxe v jednotlivých odboroch, a nevychovávala tak absolventov v odboroch, ktoré nemajú reálnu šancu na uplatnenie.

Podpora štátu

Po roku 1990 zavedený systém pridelovania financií

podľa počtu poslucháčov zapríčinil, že školstvo sa zameralo doslovne na honbu za počtom prijatých študentov a nie na ich kvalitu. To sa prejavilo na HF prijímaním absolventov z netechnických stredných škôl po roku 1990. Školstvo už vyše dvoch desaťročí je „podvyživené“, trpí chronickým nedostatkom finančných prostriedkov. Nedostatočné finančné prostriedky sa odzrkadľujú na katastrofálnom technickom vybavení katedier, ktoré dnes skôr patrí do technického múzea. Ako príklad možno uviesť, že optické mikroskopy na Katedre náuky o materiáloch HF, ktoré slúžia na výučbu špeciálnych predmetov nie len pre poslucháčov HF, ale aj Strojníckej fakulty, boli zakúpené začiatkom 60. rokov minulého storočia. Teda sú už vyše pol storočia staré. Pozorovať na nich preparáty je prakticky nemožné. Ich mechanizmy sú vydraté tisíckami poslucháčov, ktorí na nich v rámci cvičení pracovali. Lepšie na tom nie sú ani iné katedry fakulty.

Kým nedôjde k radikálnemu zlepšeniu v technickom vybavení katedier (počítače nie sú všeliekom), nemôže dôjsť ani k zlepšeniu kvality pedagogického procesu. Podpora zo strany štátu je v tomto ohľade nutná.

Záverom by bolo možné konštatovať, že úpadok kvality vzdelávania v hutníctve by bolo možné zastaviť zlepšením finančných podmienok školstva, zvýšením kvality pedagogických pracovníkov (požadovaná publikačná činnosť v recenzovaných časopisoch, riešenie úloh tak aplikačného ako i základného výskumu) a súčinnosťou školstva a výrobné sféry cestou riešenia úloh aplikačného výskumu. V tejto súvislosti je možné uviesť cieľ prvého ministra školstva na Slovensku po roku 1989 prof. Kováča, ktorý chcel, aby napríklad diplomové práce boli písané v svetovom jazyku (ako sa to realizuje napríklad vo Švédsku) a menovanie za profesorov bolo posudzované profesormi zo zahraničných univerzít. V súčasnosti sú tieto jeho ciele utópiou.

Nové zařízení sekundární metalurgie u firmy Voestalpine

Voestalpine Stahl to build new secondary metallurgy equipment. Metallurgical Plant and Technology, 2013, č. 4, s. 17

Rakouská firma Voestalpine Stahl Linz objednala u firmy Inteco zařízení sekundární metalurgie č. 4, které bude instalováno v konvertorové ocelárně 3. Projekt zahrnuje vakuovou jednotku RH, pánvovou pec, zařízení pro skladování a manipulaci s přísadami a další. Firma Inteco dodala již v letech 2005/2006 zařízení sekundární metalurgie č. 3.

L J

nová literatura

Kubátová, S., Miller, D., Bujna T., Bosák, V., Bloudek, J.

Tajemství spolupráce v týmech

(Recenze Ing. RNDr. Bohumil Tesařík)

Jak obstát v dnešním složitém a málo předvídatelném světě? Naučit se komunikovat a spolupracovat se všemi okolo sebe! "Dejte lidem práci, která je pro ně výzvou. Jak přijdete na to, která to je? Docela jednoduše. Zeptejte se jich." (cit. Joseph O'Connor) – "Situace na pracovišti se vyhroutila do té míry, že se lidé báli i pochvaly." (cit. Josef Zima) – "Kolektivnost v práci neznamená, že všichni dělají všechno." (cit. Jarmil Sekera)



Týmy a týmová práce jsou organizačním nástrojem, jehož základním smyslem v současném managementu je využít schopností několika lidí současně k vytváření takových řešení, která jsou pro jednotlivce se specializovanými znalostmi a dovednostmi příliš složitá. V historii sdružování lidí do pracovních kolektivů nebylo toto poslání po celou dobu jeho vývoje stejné - a o týmech jako

manažerském nástroji se poprvé začalo psát v prvních desetiletích minulého století. V té době však byla značná část funkce týmu spojena s objevem sociální povahy práce (lidé pracují raději a lépe ve skupinách než samostatně) a významu mezilidských vztahů pro dosažení dobrých výkonů.

Od počátku využívání týmů jako formy organizování lidí se však mnoho změnilo. Významné změny se odehrály v technologiích, v rychle rostoucím množství dostupnosti jakýchkoliv informací, v nárůstu neopakovaných pracovních úkolů a růstu rychlosti změn (včerejší řešení jsou pouze zajímavými příběhy a většinou již nepomohou vyřešit dnešní problémy). Všechny tyto faktory lze shrnout společnými příznaky: složitost a proměnlivost. V současné rychlé a nepřehledné době se od organizací žádá stále větší schopnost okamžitě se přizpůsobovat měnícímu se prostředí. V takové situaci ztrácejí na účinnosti pevné a jasně členěné organizační struktury minulosti, které byly většinou navázány na stejně pevné mocenské hierarchie - oba tyto principy totiž brání flexibilitě, učení a rychlým adaptacím. V organizacích však tato změna znamená, že se postupně ztrácejí pevné orientační body a jasná pravidla, co je třeba dělat a co se dělat nesmí. Manažeři a výkonní pracovníci se tedy

musí s mnohými situacemi nějak vypořádat sami. Významně jim k tomu mohou pomoci interpersonální dovednosti - tedy schopnosti si účinně poradit s každodenními potřebami komunikovat a spolupracovat s jinými lidmi ať už uvnitř nebo vně organizace.

Cílem nové publikace "Tajemství spolupráce v týmech" (Management Press, Praha 2013, 1. vyd., 260 s., 30 obr.), představující třetí svazek ediční řady "Action Learning - praktický management" (dosud vyšlo "Vedení lidí a strategie v nejistých dobách" a "Rozumíte svým zákazníkům"), je především pochopit význam interpersonálních dovedností v konkrétních pracovních situacích a popsat možnosti, jak s týmy pracovat, zlepšovat je a dovést jejich výkony k potřebné součinnosti zaměřené na společný cíl. Většina problémů, které je potřeba řešit, jsou problémy komplexní a dosud nepopsané, a proto se týmová struktura stává velice potřebným způsobem organizování lidí. Spolu s kolektivem autorů, lektorů a poradců TC Business School (S. Kubátová, D. Müller, T. Bujna, V. Bosák, J. Bloudek) se na ně budeme dívat jak z pohledu manažera (jaký soubor dovedností zvládá, jaké výsledky přináší jejich používání), tak z pohledu lidí, které tento manažer vede. Pokud se v prostředí začínají vytvářet konfliktní situace, měl by to být manažer, kdo si první všimne, že některých interpersonálních dovedností se nedostává nebo jsou užívány nevhodným způsobem, a upozorní na to.

Pro přehlednost je celý text na téma interpersonálních dovedností rozdělen na dvě části. Nejdříve se autoři zabývají těmi principy chování a dovedností, které jsou důležité pro jednání člověka samého, tedy individuálními mezilidskými dovednostmi (naslouchání, stanovování cílů, zpětná vazba a delegování). Ve druhé části se zaměřují na další principy a dovednosti, které jsou důležité při součinnosti dvou či více lidí najednou (interpersonální dovednosti pro práci ve skupinách: vedení porad a schůzek, zvládání konfliktů, vyjednávání).

Nejvýznamnější a také nejsložitější částí této knihy, kapitol předchozích, pojednávající o týmové spolupráci a možnostech řízení jejího výkonu. Na závěr je stručně představen projekt otázek a naslouchání Action Learning, o kterém jeho zakladatel Reg Revans říká, že "učení nemůže být oddělené od praxe, neboť reální lidé řeší reálné problémy v reálném čase a současně se učí". Jde o specifický skupinový proces, jehož základem je snaha změnit často neúčinné skupinové komunikace (všichni mluví a mluví, názory se kupí jeden za druhým, až přítomní neví, co s nimi a "začnou zlobit" - odbíhají od tématu, argumentují, nesouhlasí, mlčí, někdy i rezignují...) zpět na dialog, který je pro účastníky dostatečně stravitelný a alespoň částečně zvladatelný.

Interpersonální (mezilidské) dovednosti jsou důležitou podmnožinou oblasti zvané emoční inteligence. Bez

vlastně jejím vyvrcholením, je víceméně syntéza všech ohledu na to, v jaké jsme funkci, kolik máme podřízených a čeho chceme dosáhnout, potkáváme se s lidmi, a potřebujeme s nimi "vyjít". Komunikace a spolupráce ve skupinách je složitější proces, než si myslíme, ale většinou o něm moc nepřemýšlíme:

... a ono to nejde, komunikace a spolupráce se zadrhává, řešení jsou v nedohlednu... Když se nám nepodaří vytvořit dobré vztahy, může se zajímavá pozice s inspirativními úkoly stát nepříjemnou, neskutečně obtížnou a možná i nesnesitelnou (vedoucí až k odchodu z organizace). Vztahy na pracovišti jsou výsledkem mnoha faktorů, ale naše úroveň zvládnutí interpersonálních dovedností je to, co máme ve svých rukách. Dobrá zpráva, která je obsažena v této knize, zní, že se jim dá naučit.

Andrev Robinson aj.

Vědci – Cesty objevů

(Recenze Ing. RNDr. Bohumil Tesařík)

Zájem o biografie známých i méně známých osobností světové vědy a techniky neustále roste, neboť historie je učitelkou lidstva. "Ve vědě více než v kterémkoliv lidském oboru je třeba prozkoumat minulost, abychom pochopili přítomnost a ovládli budoucnost" (cit. John Demond Bernal). "Musíme prověřovat staré ideje, ač patří minulosti, neboť je to jediný prostředek k pochopení důležitosti nových idejí a hranic jejich správnosti" (cit. Albert Einstein). "Když jsem chtěl něco objevit, nejprve jsem si prostudoval všechno, co bylo v tomto problému dosaženo v minulosti" (cit. Thomas Alva Edison). "Cesty, jimiž lidský rozum dospěl k pravdě, jsou hodny většího obdivu než dosažený cíl" (cit. Johannes Kepler).



svými vášněmi, ctižádostmi a urputností. Přitom ve druhé polovině minulého století se ze stránek knih začali vytrácet někteří režimu nežádoucí lidé. Vědecký pokrok, který zásadně změnil naše chápání světa i sám způsob našeho života (připomeňme jen na objev gravitace, přírodního výběru, relativity, radioaktivity, genetického kódu, vynález parní stroje, elektrických motorů, využití jaderné energie, syntetických léčiv, snímkování mozku, počítačů a zavedení internetu) vždy vedly silné osobnosti. Životopisy výjimečných mužů a

žen často odhalují jejich motivaci a mnohdy jsou vodítkem ke zdrojům jejich průlomových objevů. Když se Newtona ptali, jak objevil zákon gravitace, odpověděl výstižně: "Neustálým přemýšlením o ní." Často také šlo o nekonvenční myslitele, kteří museli bojovat proti zaujatým součastníkům, aby vydobyli své práci uznání a zachovali ji pro příští generace. Jejich objevy bývají zapomenuty a pak znovu nalézány, někdy dochází ke sporům, kdo je vlastně prvním objevitelem. Ačkoliv se všichni velcí vědci enormně liší svou národností, rodinným zázemím, vzděláním a zkušenostmi, osobnostními vlastnostmi, náboženskými postoji, pracovními postupy a okolnostmi jejich objevů, něčím společným, kromě nesporné lásky k vědě, se zdají podobní: všichni uvykli své práci ve vědě, pokračovali v ní a byli produktivní po celý život. Francouzský matematik a filozof vědy Henri Poincaré publikoval 500 článků a 30 knih, Einstein sám měl 24 publikací a Sigmund Freud 330. Objevitelem dosud neobjeveného činí člověka umění spočívající ve zvyku hledat příčiny nebo smysl všeho, co se děje.

Zajímavé, byť málo známé, je samo o sobě zrození profese "vědec" jako označení toho, kdo se zabývá

pěstováním vědy. Ještě v první polovině 19. století byli tito zařazováni do kategorie tzv. přírodních filozofů. Termín „vědec“ se prosadilo až roku 1833 v Cambridge na setkání nově založené Britské asociace pro pokrok ve vědě, když jeden z účastníků nadhodil otázku, jak obecně nazývat všechny anatomy, astronomy, biology, botaniky, chemiky, fyziky, zoology a další odborníky. Následovala diskuse, v níž bylo podle dochovaného zápisu zamítnuto slovo "filozof" jako výraz "příliš široký a vzletný" nebo slovo "učenec" pak jako "poněkud domýšlivé". Sekretář asociace, polyhistor William Whewell, mineralog a historik vědy, navrhl slovo "vědec" jako analogii k pojmu "umělec", tehdy již dávno zavedenému. Přestože nové jméno nebylo na setkání nijak nadšeně přijato, ujalo se okamžitě ve Spojených státech a záhy poté i v Britanii. Všeobecného rozšíření se dočkalo během první poloviny 20. století, kdy věda a technika dominovaly modernímu světu.

Na již zmíněný nárůst zájmu čtenářů o životopisy (a autobiografie) velkých vědeckých postav ve světových dějinách vědy a techniky, časový vývoj vědeckého myšlení v konkrétních odvětvích i vědu v tom nejširším pojetí reagují naše některá nakladatelství (namátkou jmenujme Prometheus, Fortuna Libri, Rebo Productios, Albatros Media, Alpress, Slovart, Paseka, Libri, Academia aj.) vydáním řady překladových děl i prací našich odborných publicistů, vědeckých pracovníků, pedagogů a samozřejmě historiků přírodních a dalších věd (I. Kraus, I. Štoll, D. Mayer, L. Sodomka, F. Houdek, F. Jílek, M. Efmertová, J. Foltá, J. Heřman, P. Augusta, F. Jáchym, M. Mareš, L. Niklíček, K. Pacner, J. Jindra, M. Hlavačka, F. Kutnar, J. Petráň aj, z nichž mnozí bohužel již nejsou mezi námi). Nelze ani pominout skutečnost, že se popularizační knižní biografie řadí ke knihám, které se nejlépe prodávají.

Novinkou na letošním podzimním knižním trhu byla obsáhlá publikace se stručným názvem "Vědci", vydaná s podtitulem "Cesty objevů" nakladatelstvím Slovart (Praha 2013, 1. české vydání, 304 s., 220 ilustrací) a vytištěná v Číně. Anglický originál vydaný v roce 2012 v Londýně (překlad pořídili Vojtěch a Ludmila Hálovi) připravil téměř čtyřicetiletý mezinárodní tým významných vědců a historiků z USA, Velké Británie, Francie, Irska, Indie, Švédska a JAR pod vedením Andree Robinsona, spisovatele (autora 25 knih o vědě, historii vědy a umění), literárního

redaktora a novináře (píšíciho také do renomovaných vědeckých časopisů, jako Nature a Lancet), absolventa chemických studií na Oxfordské univerzitě a Školy orientálních a afrických studií v Londýně. Autoři v ní vycházejí z myšlenky, že meritorní stránka objevů a vynálezů je dostatečně popsána v učebnicích nebo v odborné literatuře, ale stejně tak je významný a zajímavý jejich původ: proč a kde vznikly, kdo přispěl na jejich cestě objevu a aplikace. Jednotlivé články, řazené spíše tématicky než chronologicky, pokrývají všechny hlavní vědecké disciplíny. Po stručném úvodu vycházejícím z často citovaného Newtonova výroku v dopise Robertu Hookeovi z roku 1676 ("Jestliže jsem viděl dále než ostatní, bylo to proto, že jsem stál na ramenou obrů"), pokračuje text vědou v tom nejširším měřítku, o samotném vesmíru (Koperník, Kepler, Galilei, Newton, Faraday, Maxwell, Einstein, Hubble), s následným postupným zužováním tématu na velikost Země (Hutton, Lyell, Humbolt, Wegener). Dalším zmenšováním měřítka se dostaneme přes molekuly a látku (Boyle, Lavoisier, Dalton, Mendělejev, Kekulé, Hodgkinová, Raman) až do nitra atomu (Marie a Pierre Curie, Rutherford, Bohr, Pauling, Fermi, Jukawa). Poslední dvě kapitoly jsou věnovány fenoménům života (Linné, Ingenhousz, Darwin, Mendel, Purkyně, Cajal, Crick a Watson), těla a mysli (Vesalius, Harvey, Pasteur, Galton, Freud, Turing, Neumann, Louis a Mary Leakey). S ohledem na nedostatek místa a udržení knihy v přijatelném rozsahu jsou vynecháni myslitelé aplikovaných věd i řady oborů s vědeckými prvky, jako je matematika, psychologie a několik dalších. Všechny zařazené osobnosti mají v knize reprodukci svého portréту, ať už rytiny, malby, fotografie či sochy. Navíc jsou v textu zařazeny reprodukce jejich vlastních poznámek, nákrešů a diagramů, případně i osobních dopisů, které umožňují nahlédnout blíže do jejich životů a na cesty, jež vedly k jejich objevům.

Knih "Vědci – Cesty objevů" díky srozumitelnému a čtivému výkladu zaujme všechny generace zájemců o historii vědy a techniky (zajímavé jsou starší výrazy "dějepisectví vědy" či "technohistorie"), lidi okouzlené a pozitivně motivované životy velkých osobností, kohokoli zajímajícího se o to, jak vlastně lidstvo dospělo k současnému chápání fyzického světa kolem nás i vnitřního světa v nás.

Aleksander Karcz aj.

Monitoring stanu technicznego i technologicznego baterii koksowniczych oraz wynikające z niego działania profilaktyczne i remontowe

(Monitoring technického a technologického stavu koksárenských baterií, provádění profylaktických prací a oprav)

(Recenze prof. Ing. Miroslav Kaloč, CSc.)



Pod tímto názvem vydali v červnu 2013 ve Wydawnictwu Instytutu Chemicznej Przeróbki Węgla v Zabrze významné souborné pojednání v rozsahu 235 stran o posuzování technického a technologického stavu koksárenských baterií a trendů jejich profylaxe a oprav. Zpracování tohoto náročného tématu se ujal prof. Dr. hab. Aleksander

Karcz, profesor Wydziału paliw i energii AGH Krakow. Jednotlivé kapitoly posléze zpracovalo dalších 11 specialistů, disponujících rozsáhlými zkušenostmi teoretického i praktického rázu.

Vydání této tematiky je vynikající myšlenka a to z více důvodů. Jednak v odborné literatuře takto pojaté souborné materiály dosud chybí, jednak vzhledem k ekonomice provozu a k investičním nákladům je třeba dříve provozní kampaně koksárenské baterie věnovat soustavnou pozornost na co nejširším teoreticko-praktickém základě. Pecní zdivo je během své provozní kampaně vystaveno především teplotním a chemickým vlivům. Řada těchto vlivů však působí synergicky a do značné míry predestinuje životnost baterie a také ekonomiku výroby a kvalitu životního prostředí. To ostatně tvoří hlavní náplň publikace.

Práce vznikla v rámci řešení výzkumného programu „Zintegrowany system monitorowania stanu technicznego baterii koksowniczej“. Už tento samotný fakt svědčí o racionální úvaze při sestavování komplexního výzkumného záměru věnovat se vědecko-výzkumně tomuto okruhu koksárenství. Jeho řešení totiž logicky (zákonitě) přináší velmi potřebné informace a nové poznatky, které je nutno aplikovat v každodenní provozní praxi.

Text knihy je rozdělen do 9 kapitol, přičemž hlavní informace jsou soustředěny do 2. až 8. kapitoly.

V úvodu vedoucí autor prof. Karcz zdůrazňuje význam koksárenské baterie jakožto základního a také

nejdražšího objektu ve výrobním schématu koksového. Sumarizuje zde faktory, které ovlivňují životnost zdiva a jejichž výčet se posléze stal vodítkem při kompozici návazného textu knihy. Jednotlivé kapitoly v detailu představují dosavadní poznatky na bázi jednak excerpce publikovaných prací, jednak velmi cenných vlastních laboratorních i provozních experimentů.

2. kapitola se zabývá konstrukcí koksárenských baterií a charakteristikou materiálů, užívaných při jejich výstavbě. Jsou popisovány jednotlivé prvky, potřebná pozornost je věnována kotvení baterie a dalšímu technickému vybavení, kam patří zejména rozvod topného plynu, úprava kolenových skříní a další detaily. Za zvlášť potřebné lze považovat souhrnné uvedení nových způsobů vytápění, úpravu topných kanálků a jiné systémy, jejichž popisy, rozborů a hodnocení byly dosud dosti rozptýleny v řadě jiných literárních pramenech, mnohdy nesnadno dostupných. Významnou roli zde hraje ilustrační část publikace. Hodnocení jednotlivých typů baterií, jejich předností i nedostatků je vyvážené a objektivní. Vyplývá z něho značná variabilita uplatněných konstrukcí, což je ostatně průvodním jevem i v jiných zemích. Tento přehled je obsahově velmi zajímavý a lze z něho vysledovat vývojové technické trendy.

Ve 3. kapitole se čtenář dovídá o procesech destrukce zdiva. Pozornost je věnována i ne vždy docenovanému stavu kotvení baterie, obkládacích desek jakož i jiných stavebních a konstrukčních prvků.

4. kapitola je členěna do podkapitol podle sledování jednotlivých charakteristických znaků. Jde o vizuální kontrolu, měření tlaků a teplot, hodnocení stavu kotvení, analýzu spalín včetně měření těsnosti zdiva aj. Významným rysem kapitoly je uvedení instrumentální techniky, která se při diagnostikování stavu baterie stále více prosazuje. Metody jsou uváděny poměrně podrobně, což umožňuje rychlé osvojení a užívání v praxi. Kapitola by měla být hlavním vodítkem pro vrcholový management koksoven při jeho rozhodování o vložení nákladů do koksárenského provozu. Je totiž třeba přiznat, že na většině koksoven jsou výše uvedené znaky sledovány nepravidelně a některé vůbec nejsou zařazeny do detailních technologických předpisů. To lze podtrhnout nejen v poměrech polského koksárenství.

Do 5. kapitoly autoři zařadili postupy, které mají sloužit jednak jako profylaxe, jednak jako konkrétní opravy

jednotlivých prvků baterie. Mimořádně cenné jsou detailně uváděné příklady horkých oprav zdiva, doprovázené zhusta instruktivními schémata a obrázky. Text pokračuje uvedením studených oprav, oprav vyzdívky pecních dveří, výměny dveřních rámců a obkládacích desek, kleštin, stoupaček a předlohy jakož i pomocného vybavení.

6. kapitola uvádí přehled postupů, užívaných při monitorování technického stavu baterie. Představuje metodiku postupů, vhodně doplněnou řadou instruktivních obrázků.

7. kapitola představuje vlastní vrchol knihy. Pojednává o integrovaném systému monitorování technického stavu koksárenské baterie, který vznikl řešením výše zmíněného úkolu a který prezentuje významný prvek – provoz podle BAT, prvek, který je stále více prosazován v souvislosti s ochranou životního prostředí. Text je propojen s řadou schémat a obrázků i matematických rovnic a prezentuje ucelený postup tak, aby mohl průběžně podávat informace o aktuálním provozním

stavu zařízení a také aby upozornil na problémové momenty, kterými je nutno zabývat se neodkladně.

8. kapitola představuje závěry, k nimž snad není nutno nic dodávat. Jsou zde uvedeny dílčí komentáře autorů, které znovu jen podtrhují náročnost plnění tohoto ústředního tématu.

Autor recenze považuje za zvlášť významné sdělení autorů na s.224, že navržené postupy byly ověřeny a následně zavedeny do provozu. Autoři pod vedením prof. Karcze zpracovali velmi potřebnou publikaci,

která přinese nepochybně svůj užitek při uplatnění celé metodiky v technické praxi. Je vytvořeno dílo, které soustředilo poznatky publikované dosud jen dílčím způsobem a navíc rozptýleně v různých literárních zdrojích. Dílo nalezne svůj ohlas v široké koksárenské veřejnosti nejen v Polsku, ale i v zemích, kde koksárenství patří k základům průmyslové výroby.



Redakce Hutnických listů přeje všem odběratelům, autorům článků, recenzentům, členům redakční rady, pravidelným i příležitostným dopisovatelům a všem příznivcům časopisu mnoho úspěchů v novém roce 2014 a dovoluje si vyjádřit přesvědčení, že jejich podíl na rozvoji vědy a techniky prostřednictvím podpory Hutnických listů vydrží i v dalším období.

společenská kronika

Prof. Ing. Zdeněk Böhm, CSc., Dr.h.c. zemřel

Dne 24.10.2013 odešel do hutnického nebe prof. Ing. Zdeněk Böhm, CSc., Dr.h.c. Pochází z Ostravy, kde se narodil dne 9.5.1930 a kde působil po celý svůj plodný život. Po maturitě na Maticním gymnáziu v roce 1949 pokračoval ve vysokoškolském studiu. Vybral si obor hutnictví, který studoval na tehdejší hutnické fakultě VŠB Ostrava. Již v průběhu studia se vyhranila jeho profesní orientace a ještě před vlastním absolutoriem školy působil na katedře metalurgické technologie jako asistent a posléze jako odborný asistent. Po dobu jeho působení na hutnické fakultě tato katedra několikrát změnila svůj název a oborový rozsah, nicméně odborný záběr prof. Böhma se neměnil s organizačními změnami na fakultě. Prof. Zdeněk Böhm byl promován inženýrem v r. 1953.

V roce 1956 přešel do nově vybudovaného závodu v Ostravě, tehdejší Nové hutě ve funkci metalurga ocelárny, poté vedoucího ocelářských pecí, vedoucího technického úseku na ocelárně a vedoucího závodu Ocelárna. Jeho profesní i kariérní růst pokračoval dále v rámci Nové hutě, kde vykonával funkci výrobního náměstka. V roce 1980 přešel na generální ředitelství Hutnictví železa v Praze, kde mu bylo svěřeno ve funkci ředitele vedení technického úseku. V průběhu organizačních změn Hutnictví železa se stal výkonným ředitelem tohoto sdružení. Jeho pracovní a tvůrčí angažovanost neskončila ani po zásadních organizačních změnách Hutnictví železa. Svou odbornou a tvůrčí erudici zúročil v poradenské činnosti v rámci firmy INTERCONSULT a zejména pak v pedagogické činnosti v pozici vysokoškolského profesora na Fakultě metalurgie a materiálového inženýrství VŠB-TU Ostrava, kde působil v letech 1989 – 1990, avšak externě v daleko širším časovém rámci.



Prof. Böhm se technicky angažoval při zpracování řady studií o restrukturalizaci československého hutnictví.

Organizoval kontakty s mezinárodní hutnickou veřejností v Evropě i ve světě. Byl členem VDEh, organizoval účast československého hutnictví v IISI a vyvíjel další podobné aktivity.

Prof. Böhm je uznávaný odborník v oboru ocelářství. Jeho technický přínos do oboru spočívá především ve vývoji technologie výroby oceli v

tandemových pecích a jejich konstrukci, které ve vysoce intenzifikované podobě pracují v jeho mateřském podniku dodnes. Vypracoval celou řadu publikací pro domácí i zahraniční odborný tisk. Je autorem knihy „Výroba oceli v tandemových pecích“ a spoluautorem knihy „Plynulé odlévání oceli“. Tyto knihy, stejně jako jeho další obdobné publikace, slouží též jako vysokoškolské učebnice.

Všichni jeho přátelé a spolupracovníci jej znají, kromě jeho odborné profese, jako vrcholového sportovce. Prof. Böhm hrával a reprezentoval v košíkové a 13 let byl kapitánem prvoligového mužstva košíkové NH Tatran, které si svou špičkovou úroveň dochovává podnes.

Loučíme se s všestranně vzdělaným člověkem, jehož význam tkví v přínosu pro provozní praxi, řízení oboru v celostátním měřítku, technické vzdělávání, ale i pro řadu dalších aktivit, které souvisejí s všeobecným růstem osobnosti.

Vážený příteli a spolupracovníku Zdeňku Böhme, čest
Tvé památce.

*prof. Ing. Ludovít Dobrovský, CSc., Dr.h.c.
děkan FMFI, VŠB-TU Ostrava*

Odešel Ing. Miroslav Janík, CSc.

V pátek 4. října 2013 odešel v nedožitých 88 letech Ing. Miroslav Janík, CSc, zakladatel a dlouholetý pracovník Výzkumného ústavu pro koksochemii Urxových závodů ve Valašském Meziříčí (dnes výzkumný odbor a.s. DEZA).

Ing. Janík byl nestorem československé i české dehtochemie. Zaměřoval se na optimalizaci výroby sazí, zpracování a využití černouhelného dehtu a smoly, suroviny pro výrobu sazí a také na chemii fenolů. Výsledky svých prací publikoval zejména v řadě tuzemských i zahraničních časopisů, patentových

příhlásek, četných přednášek, vysokoškolských skript a řady dalších publikací. Jeho spolupracovníci, studenti a kolegové oceňovali především jeho chápající a citlivý lidský přístup, zásadovost, čestnost, kolegiální a pracovitost.

Jeho úmrtím odchází z řad českých chemiků osobnost, která představovala spojení odbornosti, kulturních zájmů i vzácných lidských vlastností. Čest jeho památce.

*prof. Ing. Miroslav Kaloč, CSc.
VŠB-TU Ostrava, FMMI*

Připomínáme si desáté výročí úmrtí prof. Ing. Borise Sommra, CSc.

Prof. Ing. Boris Sommer, CSc. zemřel před 10 lety, dne 19.9.2013. Vymezené řádky v této písemné vzpomínce umožňují pouze připomenout některé hlavní rysy, kterými se prof. Sommer vyznačoval či spíše odlišoval od průměru ve vědecko-technické obci. Byla to vysoká snaha o komplexní a interdisciplinární přístup při řešení snad všech úkolů, kterým se věnoval ve svém vlastním oboru kovárenství i v návazných a souvisejících oborech.

Ve své průmyslové praxi, kterou vykonával v kovárně Vítkovických železáren, získal neocenitelné praktické odborné zkušenosti, které pak dále teoreticky rozvíjel. Výsledky svých zkušeností a znalostí zúročil ve svém působení na katedře tváření kovů Vysoké školy báňské v Ostravě, kde působil od r. 1962 a kterou později vedl až do roku 2000. Svě hluboké znalosti, ale i všeobecný rozhled v hutnictví využil nejen při vedení katedry, ale i ve výkonu akademických funkcí na Hutnické fakultě a zejména pak v odborných publikacích. Prof. Sommer je autorem několika vysokoškolských a středoškolských učebnic, skript a dalších textů. Již v době svého působení v průmyslu se významnou měrou podílel na aplikovaném technologickém výzkumu v oboru kovárenství a i na vysoké škole pracoval na celé řadě praktických provozních úloh. Výsledky své práce zveřejnil ve více než 220 publikacích. Hutnická obec oceňuje jeho tvorbu čtyřjazyčného Kovárenského slovníku. Svě detailní praktické znalosti i všeobecný přehled v oboru zúročil v časopiseckých příspěvcích a přednáškách majících za cíl popularizovat ocel jako nadále perspektivní a dosud ekologicky nedoceňovaný materiál neomezených inovačních možností.



Prof. Sommer léta působil v ČSTVS a ČHS. Významné jsou jeho zásluhy o založení Technického sboru kováren, později Svazu kováren ČR. Taktéž působil v redakční radě odborného periodika Kovárenství. Aktivně se podílel na přípravě celostátních a mezinárodních konferencí. Mnohokrát posuzoval grantové a rozvojové projekty, psal recenze odborných článků a byl lektorem řady odborných publikací.

Naprosto výjimečné je jeho dlouholeté působení při tradičních slavnostech hutnického Skoku přes kůži, kde jako „Slavné, vysoké a neomylné presidium“, celý průběh vtipně řídil a komentoval, a zapsal se tak do podvědomí tisíců studentů, pedagogů a hostů. Nelze pominout jeho aktivní působení ve sportu, kde se věnoval činnosti rozhodčího v košíkové a sám se také věnoval různým druhům sportu. Jeho zdraví však bylo v r. 2003 podlomeno a své nemoci v tomtéž roce podlehl.

*prof. Ing. Jiří Kliber, CSc.
vedoucí katedry tváření materiálu
Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství
VŠB-TU Ostrava
Ing. Jan Počta, CSc., red.*

O neobvyklé tvůrčí plodnosti prof. Ing. Borise Sommra, CSc. vypovídá následující přehled jeho publikační a řešitelské činnosti. Ve snaze zhuštění informací zde redakce neuvádí publikace v normované podobě a u kolektivních prací neuvádí autory, kteří s prof. Sommrem na publikacích spolupracovali.

Knihy, učebnice, skripta

- [1] Sovremennoje sostojanije kuzněčno-šampovočnogo proizvodstva. 1. vyd. Moskva: Mašgiz, 1961. 436 s.
- [2] Lisování a kování v ČSSR a SSSR. 1. vyd. Praha: SNTL, 1961. 338 s.
- [3] Kování. 1. vyd. Praha: SNTL, 1965. 732 s.
- [4] Technologie kování. 1. vyd. Ostrava: VŠB, 1965. 200 s. (skripta)
- [5] Tváření kovů. 1. vyd. Ostrava: VŠB, 1965. 432 s. (skripta)
- [6] Cvičení z kování. 1. vyd. Ostrava: VŠB, 1966. 256 s. (skripta)
- [7] Tváření kovů I. 1. vyd. Praha: SNTL, 1978. 232 s.
- [8] Tváření kovů II. 1. vyd. Praha: SNTL, 1979. 260 s.
- [9] Tvárnenie kovov I. 1. vyd. Bratislava: Alfa, 1980. 328 s.
- [10] Tvárnenie kovov II. 1. vyd. Bratislava: Alfa, 1981. 410 s.
- [11] Tváření kovů I. 2. vyd. Praha: SNTL, 1982. 232 s.
- [12] Tvárnenie kovov I. 2. vyd. Bratislava: Alfa, 1985. 328 s.
- [13] Technologie tváření kovů. 1. vyd. Ostrava: VŠB, 1988. 228 s. (skripta)
- [14] Tváření oceli I. 1. vyd. Praha: SNTL, 1988. 520 s.
- [15] Tváření kovů-technický průvodce. 1. vyd. Praha: SNTL, 1992. 528 s.
- [16] Kovářský slovník. 1. vyd. Praha: Svaz kováren ČR

Články v odborných časopisech

- [1] Výroba tramvajových monobloků. *Hutník*, 1958, č. 12
- [2] Rychlejší výpočet váhy výkovků. *Strojírenská výroba*, 1959, č. 10
- [3] Současný stav a vývoj výroby ocelových lahví na plyny. *Hutnické listy*, 1962, č. 5. Přesné děrování válcových dutin zápusťkových výkovků. *Strojírenská výroba*, 1962, č. 3
- [4] Kovací zápusťky s drážkou pro výronek. *Strojírenská výroba*, 1962, č. 9
- [5] Vývoj výroby dutých náprav kolejových vozidel vnitřním tlakem vody. *Hutnické listy*, 1964, č. 3
- [6] Scaleless heating in glass protective medium. *Metal Forming*, 1967, č. 3
- [7] Příspěvek k výpočtu stupně prokování. *Hutnické listy*, 1967, č. 3
- [8] Vliv stavu napjatosti na zakování vnitřních vad ingotů. *Hutnické listy*, 1967, č. 4
- [9] Vliv teploty a štihlosti ingotů na zakování jejich vnitřních vad. *Hutník*, 1967, č. 7
- [10] Příspěvek ke kovářskému názvosloví. *Hutnické listy*, 1967, č. 9
- [11] Rozbor činitelů ovlivňujících zakování vnitřních necelistvostí kovářských ingotů. *Hutnické listy*, 1970, č. 11
- [12] Studium zakování vnitřních necelistvostí ingotů v moderních podmínkách. *Hutnické listy*, 1971, č. 7
- [13] Factor affecting internal inhomogenities in forging

- ingots. *BISI*, 1971, č. 9231
- [14] Study on the closing of internal defects (diskontinuities) in forging ingots under model conditions. *BISI*, 1972, č. 9826
- [15] Zvláštnosti pēchování různorodých modelových matriálů. *Hutnické listy*, 1972, č. 11
- [16] Nový způsob prodlužování kovářských ingotů. *Hutník*, 1973, č. 10
- [17] Prodlužování povrchově ochlazených ingotů. *Hutnické listy*, 1973, č. 11
- [18] Průběh deformace kovových vzorků a vzorků z plastických hmot při pēchování. In *Sborník vědeckých prací VŠB*, 1973, č. 2
- [19] Vliv termomechanických činitelů při výrobě výkovků ozubených kol na povrchovou jakost ozubení. In *Sborník vědeckých prací VŠB*, 1973, č. 2
- [20] Využití modelové techniky při volném kování. *Hutník*, 1974, č. 10
- [21] Length extension of surface cooled ingots. *BISI*, 1975, č. 12499
- [22] Vliv poměrné délky záběru na intenzitu prodlužování při kování na rovných kovádlech. *Hutnické listy*, 1975, č. 8
- [23] Význam poměrné délky závěru při prodlužování výkovků. *Hutník*, 1976, č. 3
- [24] Teoretické základy prodlužování. *Sborník vědeckých prací VŠB*, 1976, č. 3
- [25] Soudobé kovářské ingoty. *Hutník*, 1977, č. 11
- [26] Vliv hranění na intenzitu prodlužování při kování na rovných kovádlech. *Hutnické listy*, 1978, č. 1
- [27] Present-day forging ingots. *BISI*, 1978, č. 17159
- [28] Effect on edging on extension intensity when forging on flat anvils. *BISI*, 1978, č. 17294
- [29] Průběh deformace při vyhrdlování velkých výlisků. *Hutnické listy*, 1979, č. 2
- [30] Reckschmieden von Blöcken mit unterkühlter Oberfläche. *Neue Hütte*, 1979, č. 3
- [31] Tvářitelnost a nerovnoměrná deformace při pēchování. In *Sborník vědeckých prací VŠB*, 1979, č. 1-2
- [32] Studium nerovnoměrné deformace pēchovací zkoušky. In *Sborník vědeckých prací VŠB*, 1979, č. 1-2
- [33] Nerovnoměrná deformace tahové zkoušky. In *Sborník vědeckých prací VŠB*, 1979, č. 1-2
- [34] Průběh deformace při děrování volných výkovků. *Hutnické listy*, 1980, č. 8
- [35] Základy děrování volných výkovků. *Hutník*, 1980, č. 11
- [36] Inhomogenität der Formänderung beim Stauchen. *Neue Hütte*, 1980, č. 12
- [37] Význam tvaru kovadel při prodlužování volných výkovků. *Hutnické listy*, 1983, č. 1
- [38] Modelluntersuchungen zum Werkstofffluß beim Lochen von Freiformschmiedestücken. *Neue Hütte*, 1984, č. 1
- [39] The significance of die shape for the elongation of smith forging. *BISI*, 1984, č. 22597
- [40] Metalurgické základy ohřevu. *Hutnické listy*, 1985, č. 6

- [41] Metallurgical principles of heating-up. *BISI*, 1986, č. 24970
- [42] Oszczędność stali przy kuciu walow korbowych do silników okrętowych. *Hutnik (polský)*, 1990, č. 8-9
- [43] Úspory ocelí při výrobě zalomených hřídelů pro lodní motory. *Hutnik*, 1990, č. 8-9
- [44] Zdroje příkladných podnětů z hutnictví SRN. *Hutnické listy*, 1992, č. 2
- [45] Ocel na přelomu tisíciletí. *Hutnické listy*, 1993, č. 9
- [46] Perspektivy oceli na materiálovém trhu. *Metal Report*, 1994, č. 8
- [47] Kvalitativní přerod výrobků ocelářského průmyslu. *Metal Report*, 1995, č. 8
- [48] Ekologizace metalurgických procesů. *Technický týdeník*, 1995, č. 33
- [49] Vliv metalurgických činitelů na tvařitelnost kordových drátů extrémně vysoké pevnosti. *Hutnické listy*, 1995, č. 7-8
- [50] Soudobé tendence ocelářského průmyslu. *Metal Report*, 1996, č. 1, s. 15-17, č. 2
- [51] Moderní výroba oceli a ekologie. *Technický týdeník*, 1996, č. 19
- [52] Soudobé hutnictví a ekologie. *Technický týdeník*, 1996, č. 19
- [53] Rostoucí význam šrotu ve výrobě oceli. *Metal Report*, 1996
- [54] Strategické postavení šrotu ve výrobě oceli. *Hutnické listy*, 1997, roč. LII, č. 4
- [55] Ekologické souvislosti výroby a užití oceli. *Metal Report*, 1997, roč. VII. č. 9 Ekologické souvislosti výroby a užití oceli. *Slévárství*, 1997, roč. XLV, č. 7
- [56] Dokonalejší ocel pro ekologický automobil. *Metal report*, 1998, roč. 8, č. 9
- [57] Kovářská problematika v Ottově slovníku naučném. *Kovárenství*, 1998, roč. 8, č. 13
- [58] Tvarové přístřihy – sofistikované polotovary pre tvárnenie karosárskych dielcov. *Acta Metallurgica Slovaca*, 1999, roč. V, č. 1
- [59] Rozvojové směry hutnického tváření. *Hutnické listy*, roč. LIV, 1999, č. 7/8
- [60] Vize budoucnosti kovárenského průmyslu. *Kovárenství*, 1999, č. 14
- [61] Z historie novodobých kovářských strojů. *Ibid*, 1999, č. 14
- [62] Laserem svařované tvarové přístřihy – karosářské plechy vyšších užitných vlastností. *Metal report*, roč. IX, 1999, č. 1
- [63] Nové možnosti uplatňování oceli ve stavebnictví. *Ibid*, č. 9
- [64] Současné trendy uplatňování oceli ve stavebnictví. *Střechy – fasády – izolace*, roč. VI, 1999, č. 6 a 7
- [65] Využití oceli pro střechy a fasády stavebních objektů. *Ibid*, č. 7 - 11
- [66] Ocelové prvky v konstrukci střechech a fasád sportovních staveb. *Ibid*, č. 12
- [67] Ocelové konstrukční prvky na střechech a fasádách výstavních pavilonů. *Střechy – fasády – izolace*, 2000, roč. 7, č. 1 - 2
- [68] Konstrukční prvky z tvářené oceli na střechech a pláštích letištních terminálů. *Ibid*, č. 3
- [69] Ocel vdechuje nový život starým budovám. *Ibid*, č. 4
- [70] Ocel jako prvořadý konstrukční materiál mocného inovačního a ekologického potenciálu. *Ocelové konstrukce*, 2000, roč. 2, č. 2
- [71] Ocelové konstrukční prvky v nových střechech starých budov. *Střechy – fasády – izolace*, 2000, roč. 7, č. 5
- [72] Netušené možnosti tvářené oceli při rekonstrukci starších staveb. *Ibid*, č. 6
- [73] Ekologická hlediska při výběru stavebních konstrukcí. *Ocelové konstrukce*, 2000, roč. 2., č. 3
- [74] Tvářená ocel ve stavebních konstrukcích menších obytných sídel. *Ibid*, č. 4
- [75] Tvářená ocel usnadňuje rekonstrukci starších budov. *Střechy – fasády – izolace*, 2000, roč. 7, č. 7
- [76] Příspěvek oceli k obnově válkou postižených budov historického významu. *Ibid*, č. 8
- [77] Ocel v konstrukci výstavních pavilonů. *Ocelové konstrukce*, 2000, č. 2
- [78] Tvářené profily z oceli usnadňují přestavbu starších budov. *Střechy – fasády – izolace*, 2000, roč. 7, č. 10
- [79] Využití tvářené oceli při rekonstrukci ojedinělých stavebních objektů. *Ibid*, č. 11
- [80] Ocel vdechuje nový život starým stavbám. *Střechy – fasády – izolace*, 2001, roč. 8, č. 1
- [81] Příkladné uplatnění tvářené oceli v konstrukci průmyslových hal. *Ocelové konstrukce*, 2001, roč. 3, č. 1
- [82] Železo a ocel v průhledných střechech nákupních středisek. *Střechy – fasády – izolace*, 2001, roč. 8, č. 2
- [83] Tvářená ocel – klíčový materiál průhledných klenutých střechech. *Střechy – fasády – izolace*, 2001, roč. 8, č. 3
- [84] Tvářená ocel v konstrukci sportovních staveb. *Ocelové konstrukce*, 2001, roč. 3, č. 2
- [85] Dominantní postavení oceli v konstrukci výstavních a veletržních hal. *Střechy – fasády – izolace*, 2001, roč. 8, č. 4
- [86] Tvářená ocel v transparentních stavbách. *Střechy – fasády – izolace*, 2001, roč. 8, č. 5
- [87] Ocel dotváří osobité kouzlo průhledných staveb nákupních středisek. *Střechy – fasády – izolace*, 2001, roč. 8, č. 6
- [88] Tvářená ocel v konstrukci soudobých průmyslových staveb. *Ocelové konstrukce*, 2001, roč. 3, č. 3
- [89] Ojedinělé střešní konstrukce z tvářené oceli. *Střechy – fasády – izolace*, 2001, roč. 8, č. 7
- [90] Význam pásma deformace při volném kování. *Kovárenství*, 2001, č. 18
- [91] Ocel – opomíjený materiál v českém stavebnictví. *Ocelové konstrukce*, 2001, roč. 3, č. 4
- [92] Symbióza oceli a skla – působivé východisko pro transparentní střechy a fasády. *Střechy – fasády – izolace*, 2001, roč. 8, č. 8

- [93] Neobvyklé střešní konstrukce z tvářené oceli. *Střechy – fasády – izolace*, 2001, roč. 8, č. 10
- [94] Cesty k pronikavějšímu uplatňování oceli ve stavebních konstrukcích. *Ocelové konstrukce*, 2001, roč. 3, č. 5
- [95] Tvářená ocel východiskem obdivuhodných střešních konstrukcí. *Střechy – fasády – izolace*, 2001, roč. 8, č. 11
- [96] Výrobové inovace ocelářského průmyslu pro stavební konstrukce. *Ocelové konstrukce*, 2001, roč. 3, č. 6
- [99] Pyramida v Louvru – souznění skla, oceli a hliníku na fasádě jedinečného díla. *Střechy – fasády – izolace*, 2001, roč. 8, č. 12
- [100] Membránové potahy ocelových konstrukcí střech a fasád. *Střechy – fasády – izolace*, 2002, roč. 9, č. 1
- [101] Polotovary z tvářené oceli v konstrukcích letištních terminálů. *Konstrukce*, 2002, roč. 1, č. 1
- [102] Ocelový vlnitý plech – významný stavební prvek střech a fasád. *Střechy – fasády – izolace*, 2002, roč. 9, č. 2
- [103] Ocel zachránila tisíce životů po teroristickém útoku v New Yorku. *Střechy – fasády – izolace*, 2002, roč. 9, č. 3
- [104] Inovace ocelářského průmyslu pro potřeby stavebnictví. *Střechy – fasády – izolace*, 2002, roč. 9, č. 4
- [105] Ocelový plech ve výstavbě a rekonstrukci školních budov (1). *Konstrukce*, 2002, roč. 1, č. 2
- [106] Možnosti rozšíření uživatelských aplikací oceli ve stavebnictví. *Střechy – fasády – izolace*, 2002, roč. 9, č. 5
- [107] Ocel – významná ekologická alternativa stavebnictví. *Střechy – fasády – izolace*, 2002, roč. 9, č. 6
- [108] Ocel v obytných domech – souzvuk hospodárnosti a ekologických hledisek. *Střechy – fasády – izolace*, 2002, roč. 9, č. 7/8
- [109] Tvářené ocelové šindele s povrchovou strukturou dřeva. *Střechy – fasády – izolace*, 2002, roč. 9, č. 7/8
- [110] Ocelový plech ve výstavbě a rekonstrukci školních budov (2). *Konstrukce*, 2002, roč. 1, č. 3
- [111] Tvářená ocel v konstrukci správních budov. *Konstrukce*, 2002, roč. 1, č. 4
- [112] Ocelové profily východiskem levných řadových rodinných domků. *Střechy – fasády – izolace*, 2002, roč. 9, č. 10
- [113] Ocelová konstrukce dodatečného zastřešení sportovní tribuny. *Střechy – fasády – izolace*, 2002, roč. 9, č. 11
- [114] Lehké ocelové profily v nosné konstrukci rodinných domků. *Střechy – fasády – izolace*, 2002, roč. 9, č. 12
- [115] Ocel pro udržitelný rozvoj stavebnictví. *Konstrukce*, 2002, roč. 1, č. 5
- [116] Jedinečné postavení tvářené oceli při obnově chátrajících objektů. *Střechy – fasády – izolace*, 2003, roč. 10, č. 1
- [117] Nezastupitelná úloha oceli při rekonstrukci starších objektů. *Střechy – fasády – izolace*, 2003, roč. 10, č. 2

III. Přednášky ve sbornících konferencí

- [1] Prodlužování na rovných kovádlech. In *Problematika technologie a ekonomie výroby těžkých a supertěžkých výkovků*. Ostrava: ČSVTS VŽKG Ostrava, 1974
- [2] Využití modelové techniky při volném kování. In *Problematika technologie a ekonomie výroby těžkých a supertěžkých výkovků*. Ostrava: ČSVTS VŽKG Ostrava, 1974
- [3] Kovářské ingoty v zahraničí. In *Racionalizace práce ve volných kovárnách*. Trojanovice : ČSVTS VŽKG Ostrava, 1975
- [4] Vliv hranění na stupeň prodlužování při kování na rovných kovádlech. In *Využití výpočtové techniky v tváření*. Martin: DT ČSVTS Bratislava, 1976
- [5] Prodlužování povrchově ochlazených ingotů – zásadní změna v technologii výroby kovaných válců. In *Směry vývoje hutních válců s přihlédnutím k poznatkům válcování*. Ostrava: ČSVTS VÍTKOVICE Ostrava, 1976
- [6] Tvařitelnost oceli při kování. In *Tvařitelnost ocelí*. Hradec nad Moravicí: DT ČSVTS Ostrava, 1976
- [7] Ohřev ingotů v kovárnách. In *Tvařitelnost ocelí*. Hradec nad Moravicí: DT ČSVTS Ostrava, 1976
- [8] Recken von Blöcken mit unterkühlter Oberfläche. In *Rationalisierung und Intensivierung der Production von Freiformschmiedestücken*. Tharand (NDR): Kammer der Technik Berlin, 1977
- [9] Nerovnoměrnost deformace pěstovací zkoušky. In *Tvařitelnost ocelí za tepla*. Vsetín: DT ČSVTS Ostrava, 1978
- [10] Die Verformungsgleichmäßigkeit beim Stauchen. In *50 Jahre Metallformung an der Bergakademie Freiberg*. Freiberg: TU BAF, 1978
- [11] Hospodárnější druhy kovářských ingotů. In *Úspora kovů při tváření kovů*. Kostelec u Gottwaldova: DT ČSVTS Ostrava, 1979
- [12] Studium toku kovu při děrování volných výkovků. In *Vlastnosti a výroba výkovků z Cr-Ni austenitických ocelí pro energetiku*. Plzeň: Škoda Plzeň, 1976
- [13] Nové způsoby pěstování. In *Nové způsoby tváření*. Brno: DT ČSVTS Ostrava, 1980
- [14] Uplatnění modelové techniky při volném kování. In *Modelování tvářecích pochodů*. Ostrava: VŠB Ostrava, 1980
- [15] Charakteristika kovádel používaných k prodlužování výkovků. In *Nové směry tváření a válcování*. Žďár nad Sázavou: ČSVTS ŽĐAS nad Sázavou, 1981

- [16] Výchova a příprava inženýrských pracovníků na hutnické fakultě VŠB pro zaměření tváření kovů. In *Výchova a vzdělávání v zaměření tváření kovů na hutnických fakultách v ČSSR*. Šilheřovice: ČSVTS VŠB Ostrava, 1981
- [17] Příspěvek modelové techniky k racionalizaci kovárenské výroby. In *Racionalizace výroby volných výkovků*. Mariánské Lázně: DT ČSVTS Ostrava, 1981
- [18] Prodlužování výkovků na tvarových kovádlech. In *Výroba a vlastnosti výkovků pro jadernou energetiku*. Butov: ČSVTS Škoda Plzeň, 1982, s. 223-231.
- [19] Modelluntersuchungen zum Werkstofffluß beim Lochen von Freiformschmiedestücke. In *XXXIII. Beg-und Hüttenmännischer Tag – Kolloquium 14*. Freiberg : TU BAF, 1978
- [20] Kovárenství na Ostravsku. In *Vývoj kování a tvářecích strojů v ČSSR*. Praha: DT ČSVTS Ústí nad Labem, 1982
- [21] Analýza tvaru kovádel. In *Nové vědeckotechnické poznatky v hutnictví – V. sekce*. Košice: DT ČSVTS Košice, 1982
- [22] Stanovení mezních deformací při vyhrdlování. In *Tvařitelnost kovů a slitin za tepla a za studena*. Podolánky: DT ČSVTS Ostrava, 1983
- [23] Metalurgické základy ohřevu. In *Nové poznatky v hutnickém tváření*. Ostrava: DT ČSVTS Ostrava, 1983
- [24] Optimalizace kování kruhových tyčí. In *Úspora kovů a energie při tváření*. Podolánky: DT ČSVTS Ostrava, 1984
- [25] Optimalizace kování kruhových desek. In *Nové směry v hutnickém tváření*. Ostrava: DT ČSVTS Ostrava, 1985
- [26] Výchova hutních inženýrů v zaměření tváření kovů na hutnické fakultě VŠB v Ostravě. In *Profil absolventa zaměření tváření kovů pro praxi a vědeckovýzkumnou činnost a postavení katedry tváření kovů na hutnických fakultách*. Predná Hora: ČSVTS při HF VŠT Košice, 1986
- [27] Technologie volného kování. In *Racionalizácia zápusťkového kovania*. Bratislava: DT ČSVTS Bratislava, 1987
- [28] Z historie katedry tváření kovů na hutnické fakultě VŠB v Ostravě. In *Seminář volného kování*. Ostrava: VŠB Ostrava, 1989
- [29] Sjednocení kovářského názvosloví. In *Seminář volného kování*. Ostrava: VŠB Ostrava, 1989
- [30] Kování zdvihů pro zalomené hřídele. In *Seminář volného kování*. Ostrava: VŠB Ostrava, 1989
- [31] Úspory kovů při kování zalomených hřídelů pro lodní motory. In *Úspora kovů, energie a zvyšování ekonomie při výrobě a užití hutních tvářecích výrobků*. Podolánky: DT ČSVTS Ostrava, 1989
- [32] Mezní tvařitelnost při pēchování. In *Pokrokové metody ve výrobě výkovků*. Plzeň: ČSVTS Plzeň, 1989
- [33] The possibility of reducing the weight of crankshaft forgings. In *Open die forging III*. Krakow: Wydawnictwo AGH Krakow, 1990
- [34] Ocel – materiál netušeného ekologického potenciálu. In *Materiály a ekologie*. Frýdek-Místek: Tanger s.r.o., Ostrava, 1992
- [35] Ocel – vysoce jakostní materiál neomezených inovačních možností. In *Jakost a materiálové inženýrství*. Ostrava: VŠB Ostrava, 1992
- [36] Netradiční pohledy na tvářené výrobky z oceli. In *Mezinárodní konference*. Košice: TU Košice, 1992
- [37] Ocel – nadále perspektivní konstrukční materiál. In *Pokrokové materiály v konstrukční praxi*. Stará Lesná: Tanger Ostrava, 1993
- [38] Ocel na přelomu tisíciletí. In *Metal '93*. Ostrava: Tanger s.r.o., Ostrava, 1992
- [39] Cesty k vyšší jakosti tvářených výrobků z oceli. In *Jakost a materiálové inženýrství, 2. díl*. Ostrava : VŠB Ostrava, 1993
- [40] Ocel – moderní materiál pro třetí tisíciletí. In *XII. mezinárodní hutnická konference*. Třinec: Třinecké železářny Třinec, 1993
- [41] Ocel – nejvýznamnější materiál pro výkovky. In *Nové poznatky v kovárenství*. Žďár nad Sázavou: Svaz kováren ČR, 1993
- [42] The alternation in the Education Activity at FMMI VŠB Ostrava under the changing Conditions of the Metallurgy Restructuralization in Czech Republic. In *East-West '93*. Stará Lesná: Slovenská hutnická spoločnosť, 1993
- [43] Metalurgické problémy výroby kordového drátu. In *Metal '94*. Ostrava: Tanger s.r.o., Ostrava, 1994
- [44] Výroba velmi čisté oceli pro výkovky. In *Seminář metalurgů a technologů kováren*. Ostrava: VŠB Ostrava, 1994
- [45] Ekologizace metalurgických technologií. In *Ekotrend '94*. Ostrava: VŠB Ostrava, 1994
- [46] Možnosti zvyšování tvařitelnosti vysocepevných kordových drátů. In *Rózwój i metodyki i zastosowań badań plastometrycznych*. Wisla : Politechnika Śląska, 1994
- [47] Nové možnosti zvyšování životnosti tvářecích nástrojů. In *Nástrojové materiály*. Ostravice: VŠB Ostrava, 1994
- [48] Introducing MaterialForming Department. In *Formability '94*. Ostrava: VŠB a Tanger Ostrava, 1994
- [49] Vliv mechanických činitel na tvařitelnost vysokopevnostní oceli. In *Formability '94*. Ostrava: VŠB a Tanger Ostrava, 1994
- [50] Ekologizace metalurgických procesů. In *Metal '95*. Ostrava: Tanger s.r.o., Ostrava, 1995
- [51] Stabilizace profilu válcovaných pásů. In *Nové poznatky v tváření kovů*. Frýdlant nad Ostravicí: VŠB Ostrava, 1995
- [52] Klíčové inovace metalurgických pochodů. In *Inovace '95*. Praha: Společnost pro nové materiály a technologie Praha, 1995
- [53] Rozvojové tendence tvářecích technologií. In *Metal '95*. Ostrava: Tanger s.r.o., Ostrava, 1995
- [54] Nový způsob kování velkých klikových hřídelů.

- In *Seminář metalurgů a technologů volných kováren*. Orlík: Svaz kováren ČR Praha et al. Ostrava, 1996
- [55] Ekologické tendence soudobého hutnictví. In *Životní prostředí hutnictví železa a hutní druhovýroby v roce 1996*. Zlaté Hory: Česká odborná skupina Ochrana životního prostředí v hutnictví, 1996
- [56] Metalurgické předpoklady dalšího rozvoje výroby ocelových pásů. In *Ocelové pásy '96*. Opava: Společnost Ocelové pásy Ostrava, 1996
- [57] Hodnocení výsledků technologické tvařitelnosti oceli pro výrobu bezešvých trubek. In *Materiály konferencii Plystyczność materiałow*. Ustroń (Polsko), 1996
- [58] Současné trendy světového kovárenství. In *Seminář metalurgů a technologů volných kováren*. Dolní Čermná: Katedra materiálu a strojírenské technologie ZČU Plzeň, 1997
- [59] Současné trendy hutnického tváření. In *Acta Metallurgica Slovaca*. 1997
- [60] Ekologické důsledky modernizace hutnictví. In *Životní prostředí hutnictví železa a hutní druhovýroby v r. 1997*. Čeladná-Podolánky: Česká odborná skupina Ochrana životního prostředí v hutnictví, 1997
- [61] Rozvojové směry v zápuťkovém kování. In *1. národní kovárenská konference*. Hradec nad Moravicí: Svaz kováren ČR Praha, 1997
- [62] Ocel – nadále tvrdý konkurent ostatních materiálů. In *Juniormat '97*. Brno: Strojní fakulta VUT Brno, 1997
- [63] Rozvojové směry tvářecích technologií. In *Seminář metalurgů a technologů volných kováren*. Ostravice: Svaz kováren ČR Praha, 1997
- [64] Perspektivy hutnického tváření. In *Tvárenie '97*. Trnava: MTF STU Trnava, 1997
- [65] Perspektivy hutnického tváření. In *HP 1997 – Horizonty prosperity Slovenské republiky*. Trenčianské Teplice: Slovenská strojírenská spoločnosť Bratislava, 1997
- [66] Rozvoj tváření na FMMI VŠB-TU v Ostravě. In *Sborník prací vědeckého semináře s mezinárodní účastí Tvárenie '97*. Trnava: MTF STU Trnava, 1997
- [67] Souboj materiálů – trvalý podnět ke zdokonalování oceli. In *7. metalurgické symposium METAL '98*, 1. díl, Ostrava: Repronis, 1998
- [68] Význam šrotu v soudobé metalurgii. In *Životní prostředí hutnictví železa a hutní druhovýroby v roce 1998*, Lísek u Bystřice nad Perštejnem: Česká odborná skupina Ochrana životního prostředí v hutnictví, 1998
- [69] Vývojové tendence hutnického tváření. In *4th International Conference FORM '98*, Brno: VUT Brno, 1998
- [70] Současné trendy uplatňování oceli ve stavebnictví. In *METAL '99*, Ostrava: Tanger, s. r. o. aj., Ostrava, 1999
- [71] Příspěvek hutnictví k ekologickému automobilu. In *Životní prostředí hutnictví železa a hutní druhovýroby v roce 1999*. Dolní Lomná u Jablunkova: Česká odborná skupina Ochrana životního prostředí v hutnictví aj., 1999
- [72] Kovárenství na prahu třetího tisíciletí. In *2. národní kovárenská konference*. Rožnov p. Radhoštěm: Svaz kováren ČR, 1999
- [73] Hutnické tváření na přelomu tisíciletí. In *Forming 99*. Katowice: Politechnika Śląska, 1999
- [74] Východiska restrukturalizace českého ocelářství. In *Metal 2000*. Ostrava: Tanger, s.r.o., aj., Ostrava, 2000
- [75] Ekologizace automobilu – výzva pro ocelářský průmysl. In *Životní prostředí v hutnictví železa a hutní druhovýroby v roce 2000*. Ostrava: COS Ochrana životního prostředí v hutnictví aj., 2000
- [76] Prvé výsledky a další záměry restrukturalizace českého ocelářského průmyslu. In *Forming 2000*. Katowice: Politechnika Śląska Katowice, 2000
- [77] Možnosti intenzivnějšího průniku oceli do stavebních konstrukcí. In *Metal 2001*. Ostrava: Tanger, s.r.o. aj., Ostrava, 2001
- [78] Okrajové podmínky základních operací volného kování. In *3. národní kovárenská konference*. Žďár n. Sáz.: Svaz kováren ČR, 2001
- [79] Analýza pásma deformace vybraných operací volného kování. In *Forming 2001*. Katowice: Politechnika Śląska, 2001
- [80] Hlavní směry rozvoje světového ocelářství se zřetelem k výrobě pásů. In *Ocelové pásy 2001*. Ostrava: Společnost Ocelové pásy, 2001
- [81] Rozvojové tendence hutnického tváření. In *11. mezinárodní konference Metal 2002*. Ostrava: Tanger, s.r.o., Ostrava aj., 2002
- [82] Novinky v tvářecích technologiích. In *České ocelářství a jeho podpora vědecko-výzkumnou základnou*. Ostrava: Vítkovice - Výzkum a vývoj, s. r. o., 2002
- [83] Transformační tendence světového ocelářství. In *České ocelářství a jeho podpora vědecko-výzkumnou základnou*. Ostrava: Vítkovice - Výzkum a vývoj, s. r. o., 2002
- [84] Perspektivy rozvoje zápuťkového kování. In *Forming 2002*. Katowice: Politechnika Śląska, 2002
- Výše uvedenou publikační řadu knih, učebnic, skript, článků v odborných časopisech a přednášek na vědeckých konferencích publikovaných ve sbornících doplňuje 40 výzkumných a technických zpráv z let 1956 – 1994 a 109 přehledových a popularizačních článků z let 1961 – 1999, které byly zveřejněny v odborných časopisech Hutnické listy, Hutník, Strojírenská výroba, Kovárenství, strojírenská výroba a Metal Report, ale i v podnikových časopisech (Týden v nové huti, Třinecký hutník, Jiskra, Valcíř VPFM) či v dalším technickém nebo denním tisku (Technická práce, Technický magazín, Svoboda).

Konference a veletrhy 2014

Rok 2014	Místo	Název	Bližší informace
6.-16.1.	Hamburk, Německo	Nortec	http://nortec-hamburg.de
28.1.	Cancun, Mexiko	19 th Conference Steel Forum	
3.-7.2.	Birmingham, Alabama, USA	Modern Electric Conference Steelmaking	http://www.aist.org/calendar/calendar-view.asp?editid1=1662
5.-7. 2.	Ranchi, Indie	AITISM'14 (Automatizace a informatika v hutnictví)	www.aitism.in
24.-27.2.	Fort Worth, Texas, USA	Rod and Bar Rolling	http://www.aist.org/calendar/calendar-view.asp?editid1=1663
4.-8.3.	Las Vegas USA	CONEXPO-CON/AGG	http://www.conexpoconagg.com/PDF/2014_RegistrationBrochure.pdf
6.-7.3.	Karlova Studánka	Oceláři 2014	www.ocelari.cz
6.-16.3.	Ženeva Švýcarsko	Mezinárodní automobilový salon	www.salon-auto.ch
11.-15.3.	Düsseldorf, Německo	Metav	www.metav.de
12.-14.3.	Thajsko	EXPORAIL	www.exporail-southeastasia.com
13.-15.3.	Šanghaj	China Electric Heating Exhibition 2014	www.chinaehe.cn
23.-26.3.	Monterrey, Mexiko	CONAC 2014 - 6 th International Steel Industry Exhibition and Conference	http://conac.aistmexico.org.mx/
31.3.-4.4.	Villepinte, Paris-Nord, Francie	MACHINE OUTIL	www.industrie-expo.com
1.-4.4.	Turín, Itálie	EXPO Ferroviaria	www.expoferroviaria.com
3. - 4.4.	Lyon, Francie	Implants	www.implants-event.com
7. - 8.4.	Paříž, Francie	Journées sidérurgiques internationales – ATS	www.ats-ffa.org
7.-11.4.	Hannover, Německo	Hannover Messe	www.hannovermesse.de
9.-11.4.	Ljubljana, Slovinsko	9 th International Conference on Industrial Tools and Material Processing Technologies	www.tecos.si/icit
27.-29.4.	Šanghaj	PM China 2014	www.cn-pmexpo.com
1.-4.5.	Berlín	ILA Berlin Air shaw	www.ila-berlin.de
5.-7.5.	Kolín n.R., Německo	USETEC	www.usetec.com
7.-9.5.	Milano, Itálie	ICRF 2014 (Ingot Casting, Rolling and Forging)	www.aimnet.it
20.-22.5.	Londýn	Infrarail 2014	www.infrarail.com
29. 6.-4. 7.	Berlín	21 st International Forging Congress	http://www.ifc2014.org

29. 9. – 3. 10.	Japonsko	19 th International Forgemasters Meeting	http://www.ifm2014.com
5.-8.5.	Indianapolis, USA	The Iron & Steel Technology Conference and Exposition	http://www.aist.org/14_aistech/14_aistech.htm
21.-23.5.	Brno, ČR	METAL 2014	www.metal2014.com
8.-11.7.	Ho Chi Minh City, Vietnam	MTA VIETNAM2014	http://www.mtavietnam.com/
16.-20.9.	Frankfurt a. M.	Automechanika	Automechanika.messefrankfurt.com
16.-20.9.	Stuttgart, Německo	AMB Mezinárodní výstava zpracování kovů	www.messe-stuttgart.de/en/amb
29.9.-3.10.	Tokyo, Japonsko	IFM 2014	www.ifm2014.com
29.9.-3.10.	Tokyo, Japonsko	ALUMINIUM 2014	www.aluminium-messe.com
7.-9.10.	Düsseldorf, Německo	ALLUMINIUM	http://www.messe-duesseldorf.de/
21.-24.10.	Salzburg, Rakousko	2014 European Metal Metalurgy Congress and Exhibition	
30.9. -1.10.	Brno	FORM-WELD 2014	http://ust.fme.vutbr.cz/tvareni/konference_form.htm
21.-25.10.	Hannover, Německo	EuroBLECH 2014	
18.-21.11.	Bâle, Švýcarsko	SWISSTEC	www.stech.ch



hutnictví ve světě



Evropská agentura pro
bezpečnost a ochranu
zdraví při práci



Partnerství během Evropského týdne bezpečnosti a ochrany zdraví při práci v roce 2013

Evropský týden bezpečnosti a ochrany zdraví při práci (BPZP) konaný ve dnech 21.-25.10.2013 a koordinovaný Evropskou agenturou pro bezpečnost a ochranu zdraví při práci (EU-OSHA) se zaměřil na šíření hlavních sdělení roční kampaně Zdravé pracoviště, jejímž tématem bylo „Partnerství při prevenci rizik“. Značná pozornost se přitom věnovala činnostem probíhajícím v rámci kampaně a po celé Evropě se pořádaly četné akce, které poukazyvaly na přínosy uplatňování kvalitního vedení a účasti zaměstnanců.

Dr. Christa Sedlatscheková, ředitelka agentury EU-OSHA, zdůrazňuje, že nejúčinnějších výsledků v oblasti řízení a zlepšování BOZP dosahují organizace tehdy, pokud se zaměstnanci a jejich zástupci aktivně zapojují do řízení. Vedení ze strany vedoucích pracovníků samo o sobě nestačí. V podnicích s vyšší účastí zaměstnanců v kombinaci s úsilím ze strany vrcholového vedení je 10krát pravděpodobnější, že disponují zavedenou zdokumentovanou politikou BOZP. Přínosy takového přístupu jsou obrovské, patří mezi ně snížené provozní náklady a zvýšená produktivita, méně úrazů a lepší prevence a kontrola rizik na pracovišti.

Činnosti probíhající v rámci Evropského týdne se zaměřovaly na podněcování vedoucích pracovníků k tomu, aby se aktivně angažovali ve snižování rizik, a na povzbuzování zaměstnanců, jejich zástupců a dalších zúčastněných subjektů k tomu, aby na snižování rizik s vedoucími pracovníky spolupracovali. S koordinací

tohoto týdne pomáhala kontaktní místa agentury EU-OSHA a partneři kampaně, kteří pořádali akce po celé Evropě.

V České republice se dne 22.10.2013 v Kaiserštejnském paláci v Praze konalo slavnostní předávání ocenění v oblasti BOZP. Akce byla příležitostí k představení vítěze hned několika prestižních soutěží: Bezpečný podnik, Profesionál BOZP a Podnik podporující zdraví. Na akci vystoupil a ocenění vítězům předal Ing. František Koníček, ministr práce a sociálních věcí, Mgr. Ing. Rudolf Hahn, generální inspektor Státního úřadu inspekce práce a MUDr. Vladimír Valenta, Ph.D., náměstek pro ochranu a podporu veřejného zdraví na Ministerstvu zdravotnictví a hlavní hygienik ČR.

Na internetových stránkách kampaně Zdravé pracoviště lze nalézt řadu praktických nástrojů, které mohou organizacím pomoci při zlepšování řízení BOZP a zvyšování účasti zaměstnanců na pracovišti. K nalezení je zde řada provozních preventivních řešení, která zahrnují kontrolní seznamy, jež mohou využít vedoucí pracovníci i zaměstnanci. K takovýmto krokům mohou zaměstnavatele a zaměstnance motivovat také případové studie agentury EU-OSHA. Případové studie pocházejí z řady různých odvětví a jsou uloženy v on-line databázi.

red. (podle zdroje: Klára Pechanová,
Omniamedia s.r.o.)

Modernizace plynulého odlévání v Německu

HKM to modernize continuous caster. Metallurgical Plant and Technology, 2013, č. 4, s. 17

Firma Hüttenwerke Krupp Mannesmann (HKM) objednala u firmy Siemens Metals Technologies

modernizaci zařízení pro plynulé odlévání č. 1 v závodě Duisburg-Huckingen. Cílem je zvýšit kapacitu z dnešního 1,0 mil. t/r na 1,1 mil. t/r a zlepšit kvalitu odlévaných bram. Zařízení bude vybaveno dělenou kokilou a bude se na něm odlévat dvojice bram. Nově bude navržen i první úsek sekundárního chlazení a výběhová část. Nové zařízení by mělo jít do provozu

koncem roku 2013. Výměna zařízení proběhne během desetidenní odstávky.

L J

Výstavba svařovny trubek v Řecku

Corinth Pipeworks orders large diameter pipe mill. Metallurgical Plant and Technology, 2013, č. 4, s. 18

Řecká společnost Corinth Pipeworks se sídlem v Athénách objednala u firmy SMS Meer dodávku svařovny trubek velkých průměrů typu JCOE. Půjde o rozšíření sortimentu o vysoce pevné trubky pro těžbu a dopravu ropy a plynu. Budou se vyrábět trubky podélně svařované pod tavidlem s vnějším průměrem 18" až 22" (457,2 až 1422,4 mm) při délce až 18,3 m z oceli X100 apod. Roční výroba bude 400 kt. Zařízení by mělo jít do provozu v prvním kvartále 2015.

L J

Projekt úspor energie v rumunské huti

ArcelorMittal Galati launches energy efficiency project. Metallurgical Plant and Technology, 2013, č. 4, s. 18

Rumunská huť ArcelorMittal Galati zahájila projekt „Energize“, který je zaměřen na efektivnější využívání energie a omezení nákladů s tím spojených. Prvým krokem, který je již prakticky hotov, je rozbor spotřeby elektřiny, plynu, páry, vody, dusíku, argonu a dalších zdrojů. Druhým krokem je rozbor možností efektivnějšího využívání energie. Z toho pak vyjdou akční plány, které budou zahrnovat širokou oblast aplikací od energeticky výhodnějších postupů výroby oceli až úsporu energie v kancelářích. Projekt zahrnuje všechny oblasti včetně údržby, investic a obchodu.

L J

Situace společnosti ArcelorMittal selepší

<http://www.industryweek.com/finance/arcelormittal-cuts-losses-sees-improving-steel-cycle?NL=QMN-01&Issue=QMN>

Firma ArcelorMittal vydala zprávu, podle níž se odrazila od dna. Ve třetím kvartálu 2013 se podařilo srazit ztrátu na 193 milionů dolarů, ačkoliv ve stejném období 2012 společnost hospodařila se ztrátou 652 mil. USD. Očekává se, že ekonomické výsledky za druhé pololetí roku 2013 bude lepší než v prvním pololetí, ačkoliv v minulosti tomu bývalo opačně.

L J

Nové výzkumné centrum v USA

Steel Center at Missouri S&T named in honor Dr. Kent Peaslee. Iron & Steel Technology, August 2013, s. 6

Na americké Missouri University of Science and Technology bylo zřízeno nové výzkumné centrum nazvané Dr. Kent D. Peaslee Steel Manufacturing Research Center. V názvu nese jméno profesora Dr. Kent D. Peaslee, který pro jeho založení vytvořil z příspěvků dvanácti společností fond přesahující 550 000 USD, avšak krátce před otevřením centra zemřel. Bud se zde řešit především problematika související s výrobou a odléváním oceli včetně souvisejících témat v ekologii a bezpečnosti práce.

L J

Válcovna nekonečných pásů pro Čínu

Chinese steel producer orders Arvedi ESP lines. Metallurgical Plant and Technology, 2013, č. 4, s. 14

Nejmenovaný čínský výrobce oceli objednal u firmy Siemens Metal Technology dodávku dvou válcoven Arvedi ESP (endless steel production), u nichž se nepřetržitě plynule odlévá pás a bezprostředně poté se válcuje. Nový závod bude mít plánovanou výrobnost 2,6 mil. t vysoce kvalitních, velmi tenkých pásů válcovaných za tepla. Jejich šířka bude až 1600 mm a tloušťka až 0,8 mm. Sortiment válcovaného materiálu bude zahrnovat uhlíkové oceli, vysoce pevné oceli HSLA a dvoufázové oceli. Technickou pomoc při náběhu výroby poskytne italská firma Acciaieria Arvedi SpA, kde již linka ESP pracuje. Nový závod by měl jít do provozu v r. 2015.

L J

Nové zařízení pro zušlechťování tyčí v Třineckých železárnách

<http://www.trz.cz/web/trzocel.nsf/link/msg379D344E7D3D3A52C1257BBF003EACA1>

V Třineckých železárnách byla zahájena výstavba zařízení pro loupání a zušlechťování válcovaných tyčí. Linka se buduje ve stávajícím areálu na ploše 12 tis. m². Ohřev před zušlechťováním je indukční. Toto zařízení je investičně méně nákladné. Nová zušlechťovací linka bude zpracovávat tyče od 16 do 80 mm při délce 10,5 m, s ročním výkonem 20 tis. t. Bude vybavena i kontrolou povrchových vad. Do provozu by měla být uvedena koncem roku 2014.

Dnes se část tyčí zušlechťuje v závodě v Kladně. Nová linka umožní zvýšit podíl takto zhodnocených výrobků. Zušlechťované tyče nacházejí uplatnění ve strojírenství a automobilovém průmyslu. Vyrábějí se z nich například vysoce pevné spojovací součásti, táhla, hřídele a stabilizátory.

L J

Nová zařízení pro tepelné zpracování v kovárnách

Calling the experts. Forging March/April 2013, s. 28

Kovárna Ohio Star v městě Warren postavila průběžnou pec pro tepelné zpracování zápusťkových výkovků pro automobily i pro další strojírenské obory. Bude se na ní především provádět normalizační žíhání. Výkon pece je 1,6 tuny za hodinu. Pec používá nepřímý ohřev pomocí radiálních trubek U. Tím se minimalizuje tvorba okují.

V únoru 2013 byla spuštěna průběžná pec pro tepelné zpracování ložiskových kroužků v Charkovském závodě na ložiska. Vyrábějí se zde především ložiska pro železniční dopravu a pro metalurgické strojírenství. Linku dodávala firma Seco/Warwick Europe a byla přijata všechna opatření, která mohou zabránit vzniku ovality a konicity při tepelném zpracování. Tento závod již v letech 2006 až 2010 instaloval tři pece pro sferoidizační žíhání.

L J

Lis 40 MN pro zápusťkové kování

Meadville Forging orders 4,000-ton press from EPS. Forging May/June 2013, s. 6

Americká kovárna Meadville Forging Company, sídlící v Pensylvánii, objednala u firmy Erie Press Systems klkový lis pro kování polotovárů ozubených kol, nábojů kol a dalších výkovků pro nákladní automobily. Tato kovárna již provozuje 13 lisů o síle 10 až 40 MN. Má i

nástrojárnu, v níž se provádí tepelné zpracování zápusťek včetně iontové nitrace.

Bud použit lis nové konstrukce, která zajišťuje menší pružení a připouští velkou excentricitu zatížení. Lis by měl začít pracovat v r. 2014.

L J

Rozšíření kovárny

<http://forgingmagazine.com/heating/ohio-star-forge-expansion-approved?NL=FORG-01&Issue=FORG-01>

Ohio Star Forge expansion underway. Forging May/June 2013, s. 7

Americká kovárna Ohio Star Forge (OSF) v městě Warren rozšiřuje svoji halu o dalších 3000 m² s cílem zvýšit výrobu na 36 000 tun za rok, což je více než dvojnásobek stávající produkce. Zpracovávají se zde nízkolegované a uhlíkové oceli, z nichž se kovou např. kroužky ložisek s hlubokými drážkami, kroužky pro kuželová ložiska, náboje kol, spojovací součásti, polotovary pro kování za studena, polotovary pro ozubená kola a další výrobky především pro automobily. Hlavními výrobními stroji jsou tři pýchovačky za tepla od firmy Hatebur, na nichž se vyrábějí součásti o vnějším průměru od 25 do 126 mm s výkonem 110 součástek za minutu.

V rámci rozšiřování výroby se postaví průběžná normalizační pec o výkonu 1680 kg/hod včetně zrychleného ochlazování proudem vzduchu a další zařízení na úpravu výkovků. Investiční náklady budou činit 20 milionů dolarů a akce by měla být ukončena ještě v r. 2013.

L J

Indická kovárna Amtek koupila německou skupinu Neumayer Tekfor Group

India's Amtek Auto buys Neumayer Tekfor Group. Forging March/April 2013, s. 6.

Indická kovárna Amtek získala kovárny zaměřené na automobilové díly, které odebírají automobilky Volkswagen, Fiat, SKF, BMW, Daimler a Ford. Jde o německou skupinu Neumayer Tekfor Group, která má vedení v Německu a devět závodů v Brazílii, Indii, Itálii, Mexiku a ve Spojených státech. Německý vlastník potřeboval řešit restrukturalizaci a reorganizaci těchto kováren. Indický vlastník tak získává závody, v nichž pracuje několik pýchovaček Hatebur a je v nich zvládnuto přesné kování, kování za polotepla a za studena a další moderní technologie. Je zde i zařízení pro tepelné zpracování a pro povrchové zpracování. Tyto závody zaměstnávají 1600 pracovníků a jejich místa budou zachována.

L J

Válcovna trubek ArcelorMittal v Karviné zvyšuje kapacitu výroby přesné dělených trubek

http://www.arcelormittal.com/ostrava/AM_tz_284_s1_cz.html

Firma ArcelorMittal Tubular Products Karviná, dceřiná společnost huti ArcelorMittal Ostrava, uvedla do provozu novou linku pro dělení přesných a kalibrovaných trubek. Instalací zařízení reaguje na zvýšenou poptávku po dělených trubkách, které nyní tvoří zhruba 60 až 70 % produkce divize společnosti, zaměřené na automobilový průmysl. Trubky naleznou uplatnění jako konstrukční díly automobilových sedaček.

Celkové náklady na modernizaci činily 5,6 mil. Kč. Kapacita nového zařízení je přibližně 4 mil. kusů dělených trubek ročně. Celková roční kapacita automobilové divize karvinské válcovny trubek se tak zvýší na 17 mil. kusů.

L J

Modernizace plynulého odlévání firmy ArcelorMittal Ostrava

http://www.arcelormittal.com/ostrava/AM_tz_282_s1_cz.html

Firma ArcelorMittal Ostrava modernizovala zařízení plynulého odlévání oceli. Cílem modernizace v hodnotě 1 mld. Kč je zvýšení kvality oceli a produkce nových výrobků s vysokou přidanou hodnotou, které se používají na výrobu trubek pro těžbu ropy a zemního plynu. Huť tak bude moci navýšit export svých výrobků mimo Evropu. Modernizováno bylo zařízení pro plynulé lití č. 1, které zahájilo výrobu již v roce 1993.

Díky modernizaci bude huť schopna odlévat kruhové polotovary pro výrobu bezešvých trubek o průměru až 400 mm namísto současného maximálního průměru 210 mm. Nové rozměry kruhových sochorů jsou určeny pro výrobu vysoce jakostních výrobků, především bezešvých trubek vyráběných novými technologiemi válcování. Výroba čtvercových sochorů pro vlastní válcovací tratě zůstane zachována.

Součástí nové výrobní technologie bude i vakuovací zařízení. Vakuováním se v oceli sníží obsah nežádoucích plynů a přísad, takže zmodernizované zařízení bude vyrábět ocel s výrazně lepšími jakostními parametry, než tomu bylo doposud. Zmodernizovaná ocelárna nezvýší ekologickou zátěž. Všechna nově vybudovaná výrobní zařízení budou splňovat požadavky na nejlepší dostupné techniky. Vakuovací stanice bude vybavena tkaninovým filtrem s účinností 99 %.

L J



Plasy leží územně poněkud stranou hlavních brdských železářských středisek. Jsou těsně spjaty s cisterciáckým klášterem, který zde v r. 1144 založil Vladislav II, jako akt kolonizace neobydlených území v Čechách. Železářská výroba v Plasích se zařazuje do období přelomu 17. a 18. stol., kdy se v Čechách přecházelo na nepřímou výrobu železa z rud. Tato technologie byla charakterizovaná výstavbou dřevouhelných vysokých pecí, sléváren, zkujňovacích výhní a hamrů. Z hlediska organizace výroby

docházelo k centralizaci do efektivnějších provozů. Rudní základnou pro plaskou hutní výrobu byla naleziště v Ejpovicích a Kyšicích. Tato ložiska byla natolik bohatá, že zásobovala již od 16. stol. všechny hutě v okolí a od počátku 19. stol. také Plasy. Ještě v r. 1827 byly zásoby rudy zhruba 3,4 – 5,8 Mt, což se odhadovalo na zásobování hutí po dobu 800 let. Extenzivní rozvoj hutní výroby v následujícím období i dnešní současnost, vycházející z maximální ekonomické efektivity výroby, však odhaluje, jak se tehdejší prognostici mýlili.

Panství v Plasech koupil v r. 1826 rakouský kancléř Klemens Metternich a hned se věnoval i železářské výrobě. V r. 1829 byla založena huť s dřevouhelnou vysokou pecí, 6 zkujňovacími výhněmi a 2 hřebíkárskými hamry. Založení této hutě spadá však do období, kdy dochází k další restrukturalizaci hutních provozů: začínají se budovat koksové vysoké pece, pudlovací pece a válcovny. Přesto ještě v r. 1860 pracovala v hutí dřevouhelná vysoká pec, aby se zužitkovala těžba v panských lesích, a 4 zkujňovací výhně, ale k tomu i 2 pudlovací pece a válcovna, později kuplovna. Výroba železa a litiny byla v Plasech ukončena v r. 1867. Podle některých literárních pramenů byla hutní výroba ukončena až v souvislosti s velkou povodní v r. 1872. Po určitou dobu byl areál využíván pro výrobu barev. Dnes objekty slouží pro bydlení a některé jsou zakonzervovány.



VM a red.

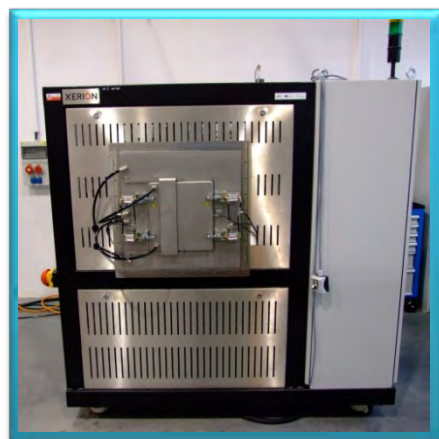
DEVELOPMENT AND OPTIMIZATION OF PROCESSES OF POWDER TECHNOLOGIES FOR PRODUCTION OF SELECTED TYPES OF MATERIALS AND PRODUCTS

The „Department of powder technologies”, which consists of the “Laboratory of magnetic and ceramic materials” and the “Laboratory of friction composites”, deals with the development and optimization of processes of powder technologies for the manufacture of selected types of materials, with a special focus on magnetic and friction materials. It comprises two key areas of the research and development activities with narrow link to the application sphere:

- *Development and optimization of technologies for preparation of permanent magnets based on rare earth metals*
- *Development of friction composites for car braking systems with limitation of negative impacts on the environment and health of humans.*

Instrumentation of department of powder technologies:

- ▲ Vacuum induction furnace with the strip casting and conventional casting
- ▲ Uniaxial hydraulic press with magnetization unit
- ▲ Hydrogen decrepitation furnace
- ▲ Jet mill
- ▲ Jaw crusher and disc mill
- ▲ Cold and hot isostatic presses
- ▲ Debinding and sintering furnace
- ▲ Electro-spark cutting machine
- ▲ Surface coating
- ▲ Magnetizer
- ▲ Brake dynamometer



Sintering furnace



Jet mill



Jaw crusher and disc mill