

ROČNÍK/VOL. LXX
ROK/YEAR 2017

2

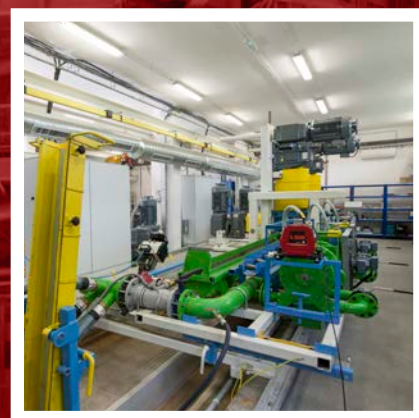


Hutnické listy

METALLURGICAL
JOURNAL

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

WWW.HUTNICKELISTY.CZ
ISSN 0018-8069



Registrační číslo / Registration Number
MK ČR E 18087Mezinárodní standardní číslo
International Standard Serial Number
ISSN 0018-8069**Vydavatel / Publisher**OCELOT s.r.o.
Pohraniční 693/31, 706 02 Ostrava-Vítkovice
IČ: 49245848, DIČ: CZ-49245848
Registrace v obchodním rejstříku Krajského soudu v Ostravě, oddíl C, vložka 30879**Redakce / Editorial Office**OCELOT s.r.o.
Redakce časopisu Hutnické listy
Pohraniční 693/31, 706 02 Ostrava-Vítkovice
Česká republika**Vedoucí redaktor / Chief Editor**Mgr. Šárka Seidlerová
tel.: +420 731 181 238
e-mail: seidlerovas@seznam.cz**Technický redaktor / Technical Editor**Ing. Jan Počta, CSc.
tel.: +420 596 995 156
e-mail: j.pocta@seznam.cz**Grafický redaktor / Graphic Editor**Ing. Dana Horáková
tel.: +420 777 047 666
e-mail: hutnicke.listy@seznam.cz**Tisk / Printing**Printo, spol. s r.o.
Gen. Sochora 1379
708 00 Ostrava-Poruba**Grafika titulní strany / Graphic design of the title page**

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

Podkladová fotografie / Underlying photograph

Mgr. Viktor Mácha, e-mail: viktor.macha@centrum.cz

Redakční rada – Předseda / Editorial Board – Chairman

prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.

VŠB – Technická univerzita Ostrava, Ostrava, Česká republika

Členové / MembersIng. Michal Baštinský
Ing. Karel Hala
prof. dr. hab. inž. Leszek Blacha
prof. dr. hab. inž. Henryk Dyja
prof. Ing. Vojtěch Hrubý, CSc.
Ing. Henryk Huczala
prof. Ing. František Kavička, CSc.
Ing. Ludvík Martínek, Ph.D.
prof. Ing. Karel Matocha, CSc.
prof. Ing. Ludovít Parířák, CSc.
Ing. Jiří Petřela, Ph.D.
Ing. Jaroslav Pindor, Ph.D.
Ing. Vladimír Toman
prof. Ing. Karel Tomášek, CSc.
Ing. Zdeněk Vašek, Ph.D.EVRAZ VÍTKOVICE STEEL, a.s., Ostrava, Česká republika
U. S. Steel Košice, s.r.o., Košice, Slovenská republika
Politechnika Śląska, Katowice, Polsko
Politechnika Częstochowska, Częstochowa, Polsko
Univerzita obrany, Brno, Česká republika
TŘINECKÉ ŽELEZÁRNY, a.s., Třinec, Česká republika
Vysoké učení technické v Brně, Brno, Česká republika
ŽĐAS, a.s., Žďár nad Sázavou, Česká republika
VŠB – Technická univerzita Ostrava, Ostrava, Česká republika
ŽP VVC s.r.o., Podbrezová, Slovenská republika
VÍTKOVICE, a.s., Ostrava, Česká republika
MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., Ostrava, Česká republika
Hutnictví železa, a.s., Praha, Česká republika
Technická univerzita v Košiciach, Slovenská republika
ArcelorMittal Ostrava, a.s., Ostrava, Česká republika

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

Časopis vychází 6× ročně. Cena jednotlivého čísla 200 Kč. K ceně se připočítává DPH. Roční předplatné základní 1190 Kč, studentské 20 % sleva proti potvrzení o studiu. K předplatnému se připočítává poštovné vycházející z dodávek každému odběrateli. Po dohodě se zahraničními odběrateli je možno stanovit cenu v Euro (€) jako souhrnnou včetně poštovného. Předplatné se automaticky prodlužuje na další období, pokud je odběratel jeden měsíc před uplynutím abonentního období písemně nezruší prostřednictvím listinné nebo elektronické pošty. Objednávky na předplatné přijímá redakce nebo SEND Předplatné, spol. s r.o., Ve Žlíbku 1800/77, hala A3, 193 00 Praha 9-Horní Počernice, Česká republika (+420 225 985 225, 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., 2017

Časopis je zařazen Radou vlády ČR pro výzkum a vývoj do seznamu recenzovaných neimpaktovaných periodik vydávaných v ČR a do mezinárodní databáze CSA Materials Research Database with METADEX, spravované firmou ProQuest, USA.

Abstracts of the main articles are published in Czech, Slovak and English version at the web site of the Metallurgical Journal. The journal is published 6 times a year. Price of a single issue is CZK 200 without VAT. Net price of basic annual subscription is CZK 1190, student have 20% discount against the confirmation of study. Forwarding cost (postage) is added to the net price of subscription. Upon agreement with the foreign customers the subscription price, including postage, can be paid in Euro. Subscription is automatically renewed for the next year, unless the customer does not cancel it at the latest one month before the expiry of the subscription period in writing or by electronic mail. Orders are to be sent to the Editorial Office or SEND Předplatné, spol. s r.o., Ve Žlíbku 1800/77, hala A3, 193 00 Praha 9-Horní Počernice, Czech Republic (+420 225 985 225, send@send.cz). Editorial Office provides also information on the conditions of publication of articles and on conditions of advertising.

The authors bear the responsibility for the originality of their articles and for their factual and linguistic accuracy. Editorial Office accepts the articles in electronic form. Peer reviews are archived in the Editorial Office. No part of the published issues may be reproduced or electronically distributed without written permission of the publisher.

© OCELOT s.r.o., 2017

The journal was included by the Government Council for Research and Development of the Czech Republic into the list of non-impacted peer-reviewed journals published in the Czech Republic. Abstracts of its articles make part of the international database "CSA Materials Research Database with Metadex", administered by the database centre ProQuest, USA.

Obsah / Content

Recenzované vědecké články / Peer-reviewed Scientific Papers

- Ing. Taťána Kulová; prof. Dr. Ing. Jaroslav Sojka; Ing. Petra Váňová, Ph.D.* 4
Hydrogen Diffusion in the TRIP Steel 800 C-Mn-Si-Al
Difuze vodíku v ocelích TRIP 800 C-Mn-Si-Al
- Mgr. Aleš Kalup; Ing. Jaroslav Beňo, Ph.D.; Ing. Simona Zlá, Ph.D.; Ing. Lubomíra Drozdová
Ing. Monika Kawuloková, Ph.D.; prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.; Ing. Ondřej Martiník
Ing. Petr Dostál; doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D.* 8
Linear Coefficient of Thermal Expansion and Density of Steel Obtained Using Thermo-mechanical Analysis,
Dilatometry and Calculations
Lineární koeficient teplotní roztažnosti a hustota oceli stanovené pomocí termomechanické analýzy, dilatometrie a
výpočtů
- Ing. Robert Hlavica; prof. Ing. Zora Košťalová Jančíková, CSc; doc. Ing. Robert Frischer, Ph.D.* 12
Diagnostic Device for 3D Surface Analysis
Diagnostické zařízení pro 3D analýzu povrchu

Recenzované výzkumné články / Peer-reviewed Research Papers

- Ing. Ondřej Martiník; doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D.; prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.* 16
*Ing. Aleš Kalup; Ing. Simona Zlá, Ph.D.; Ing. Monika Kawuloková, Ph.D.; doc. Ing. Karel Gryc, Ph.D.
prof. Ing. Karel Michalek, CSc.; Ing. Petr Dostál; Ing. Lubomíra Drozdová*
Analysis of Phase Transformation Temperatures of Real Steel Grades
Analýza teplot fázových transformací reálných značek ocelí
- Ing. Jana Sviželová; doc. Ing. Markéta Tkadlečková, Ph.D.; prof. Ing. Karel Michalek, CSc.
doc. Ing. Karel Gryc, Ph.D.; doc. Ing. Ladislav Socha, Ph.D.* 22
Influence of Casting Speed on Solidification of Continuously Cast Round Steel Billets
Vliv licí rychlosti na tuhnutí kruhových plynule odlévaných ocelových předlitků
- Ing. Huczala Radim; doc. RNDr. Kostura Bruno, Ph.D.; Dr. Ing. Dalibor Matýšek* 28
Study of Phosphate Retention on Model of Amorphous Blast Furnace Slags
Studium retence fosfátů na modelových amorfních vysokopecních struskách
- Ing. Mgr. David Mráz; doc. Ing. Jozef Vlček, Ph.D.* 33
Evaluation of Resistance of Refractory Concretes with Heterogeneous Structure to Sudden Thermal Shocks
Hodnocení odolnosti žárobetonů s heterogenizovanou strukturou proti náhlým změnám teploty
- Mgr. Ing. Tomáš Tykva; doc. Ing. Ivo Špička, Ph.D.; Ing. Vendula Fialová* 39
The Use of Data Mining for the Optimization of the Control Model of the Reheating Furnace
Využití data miningu k optimalizaci řídicího modelu ohřívací pece
- Ing. Tereza Smajdorová; prof. Ing. Noskiewičová Darja, CSc.* 43
Nontraditional Methods of Statistical Process Control
Netradiční postupy statistické regulace procesu

Informační články / Informative Articles

Zprávy z HŽ, a.s. / Information of HŽ, a.s.

Ing. Ludvík Vala

49

Meziroční porovnání měsíčních a postupných hutních výrob roku 2017 a 2016

Společenská kronika / Social Chronicle

Odešel Ing. Jan Morávka, Ph.D.

51

Prof. Ing. Zdeněk Bůžek, CSc. navždy odešel před deseti lety

52

Ze spolkového života a odborných akcí / Information on Associations and Professional Events

Konference „Teorie a praxe výroby a zpracování oceli“ se konala letos již po třiatřicáté

53

Elektřina a teplo do města přímo z hutních komínů

53

26. ročník mezinárodní konference metalurgie a materiálů – METAL 2017

54

Ze života škol / Information on Activities of Universities

Petřkovická venuše v podobě klíčenky

55

Hutnictví ve světě / Metallurgy in the World

56

Historický seriál / Historical Serial

Ing. Ladislav Jílek, CSc.

60

Historie výroby kovů a její obraz v bibli. 3. část: Základní používané technologie

Dodavatelé příspěvků ve všeobecné části

- Hutnictví železa, a.s.
- FMMI VŠB-TU Ostrava
- redakce

Inzerce

- FMMI VŠB-TU Ostrava

Recenzované vědecké články

Hydrogen Diffusion in the TRIP Steel 800 C-Mn-Si-Al

Difuze vodíku v ocelích TRIP 800 C-Mn-Si-Al

Ing. Taťána Kulová; prof. Dr. Ing. Jaroslav Sojka; Ing. Petra Váňová, Ph.D.

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

The presented paper deals with hydrogen diffusion in the TRIP steel 800 Mn-Si-Al with an increased aluminum content. The steel was studied after standard heat treatment including two step annealing – an intercritical annealing and an annealing in the range of bainitic transformation. Part of specimens was submitted to plastic deformation in tension (5 and 10 %) in order to modify both structure and mechanical properties. Microstructure of the steel consisted predominantly of ferrite, bainite and retained austenite, the amount of which decreased with increasing extent of the plastic deformation. Hydrogen diffusion was studied by electrochemical permeation method. Hydrogen diffusion coefficients were calculated using the “time lag” method. The lowest values of hydrogen diffusion coefficients were always observed for the first build-up transient, while the highest values were recorded for the second build-up transient due to the less intense hydrogen trapping. As to the impact of deformation, the highest hydrogen diffusion coefficients were observed after 5 % tensile deformation. Subsurface hydrogen concentration reached the maximal value of approx. 14 mass ppm.

Key words: TRIP steel; electrochemical permeation method; hydrogen diffusion

Předložený článek se zabývá difúzí vodíku v oceli TRIP 800 Mn-Si-Al se zvýšeným obsahem hliníku. Tepelné zpracování dané TRIP oceli se skládalo z pěti stupňů: rychlý ohřev, vlastní interkritické žhání, rychlé ochlazování, izotermická výdrž na teplotě bainitické přeměny a ochlazování na pokojovou teplotu. Oceli byly studovány ve třech rozdílných stavech, a to ve stavu bez deformace, po 5 a 10% tahové deformaci. Toto rozlišení různých stavů vyplývá z toho, že oceli TRIP jsou při výrobě karoserie automobilů používány na konstrukční prvky, které jsou většinou finálně zpracovány tvářením za studena s nerovnoměrným rozložením deformace. Mikrostruktura oceli byla tvořena feritem, bainitem a zbytkovým austenitem, jehož obsah se snižuje se zvyšujícím se rozsahem plastické deformace. V některých místech se dal předpokládat výskyt martenzitu. Difuzní charakteristiky vodíku byly studovány pomocí metody elektrochemické permeace vodíku a difuzní koeficienty byly vypočítány pomocí tzv. metody „time lag“. Difuzní koeficienty vodíku byly zaznamenány v 1. fázi vodíkování, což odráží intenzivní uchycování vodíku ve vratných a nevratných vodíkových pastech. V 2. fázi vodíkování byly vodíkové pasti částečně zaplněny, a proto byl zaznamenán vyšší difuzní koeficient vodíku. V poslední fázi, kdy bylo vodíkování ukončeno, byl difuzní koeficient vodíku opět nižší, což se dá vysvětlit tím, že při snížení obsahu difundujícího vodíku dochází k postupnému uvolňování vodíku z vratných pastí a ten je následně oxidován při výstupu na povrchu. Nejvyšší difuzní koeficient vodíku byl zaznamenán po 5% tahové deformaci. Podpovrchová koncentrace vodíku dosáhla hodnoty cca 14 ppm, což je hodnota poměrně vysoká a lze ji přičíst přítomnosti zbytkového austenitu ve struktuře.

Klíčová slova: ocel TRIP; metoda elektrochemické permeace; difuze

The need to reduce weight and increasing demands for safety in automotive applications are driving the development of advanced high-strength steels. Low alloy steels with a microstructure consisting of different phases are offer a possibility of producing steels of higher strength without significantly deteriorating their ductility. One of these materials, referred to as TRIP steels (Transformation Induced Plasticity), exhibits a complex multiphase microstructure that consists predominantly of a ferritic matrix together with grains

of carbide-free bainite, metastable retained austenite and possibly some martensite [1, 2]. The retained austenite grains transform into martensite during deformation and this delays the onset of necking, leading to a higher ductility by means of the TRIP effect. TRIP steels were initially based on the C-Mn-Si chemical composition [1]. Due to the fact that silicon may cause serious difficulties during hot-dip galvanizing, this element is often partially or totally replaced by aluminum [3]. Another benefit from the presence of aluminum is that

Al accelerates the bainite formation, which is very important in the continuous industrial production. Aluminum, on the other hand, increases martensite start (M_s) temperature and destabilizes retained austenite in this way. Appropriate amount of the retained austenite in the TRIP steels (10 – 15 %) is, however, essential for the achievement of optimal mechanical properties [4]. The steel was studied in three different states: in the as-received state (after both hot and cold rolling and subsequent heat treatment) and furthermore after 5 % and 10 % tensile deformation in order to change both mechanical properties and microstructure of the steel.

1. Material and experimental procedure

The TRIP 800 steel Mn-Si-Al was used in the form of thin sheets with the thickness of 1.5 mm. Chemical composition of the studied steel is given in Tab. 1.

Tab. 1 The chemical composition (wt. %)
Tab. 1 Chemické složení (hm. %)

TRIP 800	C	Mn	Si	Al	S
	0.21	1.57	1.05	0.54	0.005
P	Mo	Cu	Cr	C	Mn
0.013	0.01	0.07	0.16	0.21	1.57

Details concerning steel manufacturing and its heat treatment can be found in [9]. Steel structure was observed using light microscopy (LM) and scanning electron microscopy (SEM) (Fig. 1). Retained austenite (RA) content was determined by means of X-ray analysis using Co $K\alpha$ source ($\lambda = 0.17902$ nm). Mechanical properties were determined using a standard tensile test and they are given in Tab. 2 together with the retained austenite content.

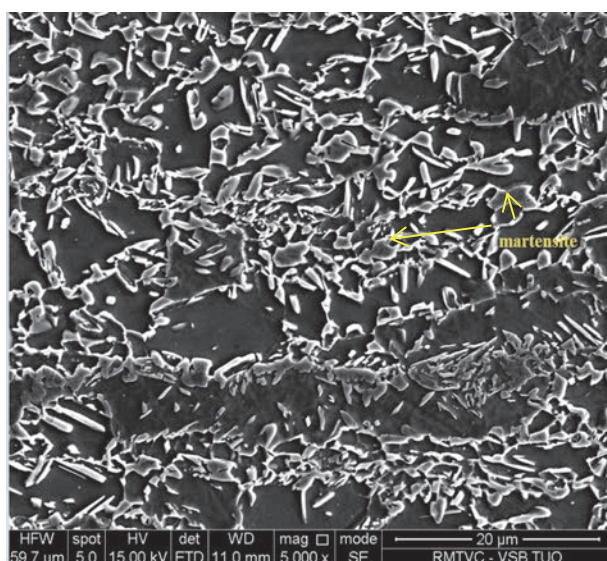


Fig. 1 Microstructure after deformation of 5 % (SEM)
Obr. 1 Mikrostruktura po 5% deformaci (SEM)

Permeation of hydrogen includes all events, which are associated with the permeation of hydrogen through thin metal membrane. This method is the most common tool used to determine the diffusion coefficient of metallic materials. The electrochemical permeation technique was developed by Devanathan–Stachurski in 1962. Two-component cell is separated by a steel membrane – working electrode. Both sides of the working electrode were polished mechanically with the use of grinding paper up to 1200. After that, the exit side of the working electrode was palladium coated in order to prevent a hydrogen atom recombination during permeation experiments [3]. Hydrogen charging cell was filled with 0.05M H_2SO_4 . The hydrogen exit cell was filled with 0.1 M NaOH solution. Both cells were de-aerated by argon bubbling before and during experiments. The hydrogen permeation current was recorded using a VOLTALAB 40 potentiostat during experiments.

Tab. 2 Mechanical properties and retained austenite content in the TRIP steel Mn-Si-Al

Tab. 2 Mechanické vlastnosti a obsah zbytkového austenitu v oceli TRIP Mn-Si-Al

State	Yield strength	Tensile strength	Elongation at fracture	Retained austenite content
	(MPa)		(%)	
as-received	438	842	34.0	14.8 ± 2.0
5 % deformation	728	889	27.8	11.3 ± 2.0
10 % deformation	884	971	23.2	7.9 ± 2.0

After an output current stabilization, the entry side of the specimen was polarized anodically at a current density of $+35$ mA·cm⁻². After that two build-up transients (BUT) were recorded, the first one at the charging current density of -20 mA·cm⁻², the second one at the charging current density of -35 mA·cm⁻². Before ending the experiment, hydrogen charging was stopped and a decay transient (DT) was also recorded. An example of the obtained hydrogen permeation curve is shown in Fig. 2.

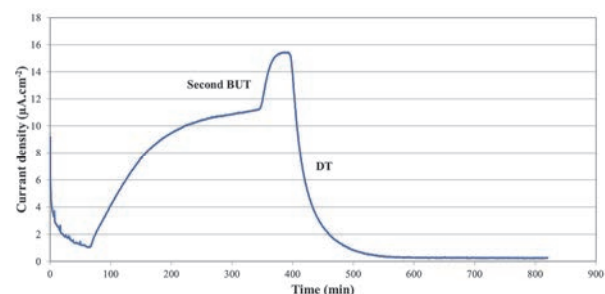


Fig. 2 Example of hydrogen permeation curve for the Mn-Si-Al TRIP steel

Obr. 2 Příklad permeační křivky oceli TRIP Mn-Si-Al

2. Results and discussion

Hydrogen diffusion characteristic of the TRIP steel Mn-Si-Al:

Hydrogen diffusion coefficients were calculated using the time-lag method expressed by the following equation:

$$D = \frac{L^2}{6 \cdot t_l}, \quad (1)$$

where: L – membrane thickness (cm),

t_l – time where the permeation currents reaches 63 % of its steady-state value (s).

Sub-surface hydrogen concentration was calculated according to Eq. (2):

$$C_H^0 = \frac{i_\infty \cdot L}{D_{eff} \cdot F}, \quad (2)$$

where: i_∞ – steady-state current density ($A \cdot m^{-2}$),

L – membrane thickness (m),

D – diffusion coefficient ($m^2 \cdot s^{-1}$),

F – Faraday's constant ($C \cdot mol^{-1}$).

The hydrogen diffusion coefficients are given in Tab. 3 for all three studied states.

For the correlation between experimental results and the theoretical model, Eq. (3) was used to calculate a normalized hydrogen flux J_t/J_∞ .

$$\frac{J_t}{J_\infty} = \frac{2}{\sqrt{\pi\tau} \sum_{n=0}^{\infty} \exp\left[-\frac{(2n+1)^2}{4\tau}\right]}, \quad (3)$$

where τ is the dimensionless parameter equal to $D_{eff} \cdot t / L^2$.

Tab. 3 Effective hydrogen diffusion coefficient D_{eff} ($cm^2 \cdot s^{-1}$) for all studied states

Tab. 3 Hodnoty zdánlivého difúzního koeficientu vodíku D_{eff} ($cm^2 \cdot s^{-1}$) pro všechny studované stavy

State/part of a permeation curve	As-received	Deformation 5 %	Deformation 10 %
first BUT	7.5×10^{-8}	9.0×10^{-8}	6.8×10^{-8}
second BUT	4.7×10^{-7}	5.9×10^{-7}	4.6×10^{-7}
DT	2.4×10^{-7}	2.5×10^{-7}	2.1×10^{-7}

It can be deduced from Tab. 3 that the lowest and nearly the same values of hydrogen diffusion coefficient were obtained for the first BUT in all studied states. This fact can be related to the extensive hydrogen trapping in both reversible and irreversible traps during the 1st BUT. Hydrogen diffusion coefficients corresponding to the 2nd BUT were markedly higher in all states in comparison with the 1st BUT and they confirmed thus that the major part of traps was filled by hydrogen

during the 1st BUT. In the case of the 2nd BUT the hydrogen diffusion coefficient was a little higher for the state after 5% tensile deformation. This behaviour is in a good agreement with the results of Kim et al. [5]. For the decay transients the hydrogen diffusion coefficients were situated between the values obtained for the 1st and the 2nd BUT. All the measured values of hydrogen diffusion coefficient for the TRIP steel Mn-Si-Al were very low for a predominantly bcc steel and they were even lower in comparison with the values obtained for the TRIP steel Mn-Si-P studied earlier [6].

Hydrogen sub-surface concentrations were only calculated for the 1st BUT using Eq. (2). The obtained results are presented in Tab 4.

Tab. 4 Hydrogen sub-surface concentrations during the first BUT (ppm)

Tab. 4 Hodnoty podpovrchové koncentrace vodíku během 1. fáze vodíkování (ppm)

As-received	Tensile deformation 5 %	Tensile deformation 10 %
8.6	10.9	14.1

The calculated values are rather high for the steel having predominantly bcc lattice and it can be attributed to the presence of retained austenite in the structure. The observed increase of the hydrogen sub-surface concentration after tensile deformation can be related to the enhanced hydrogen absorption provoked by the higher dislocation density. On the other hand, the observed values are much lower in comparison with the values calculated for the TRIP steel Mn-Si-P [6]. This difference supports the fact that phosphorus can significantly support hydrogen absorption into the steel.

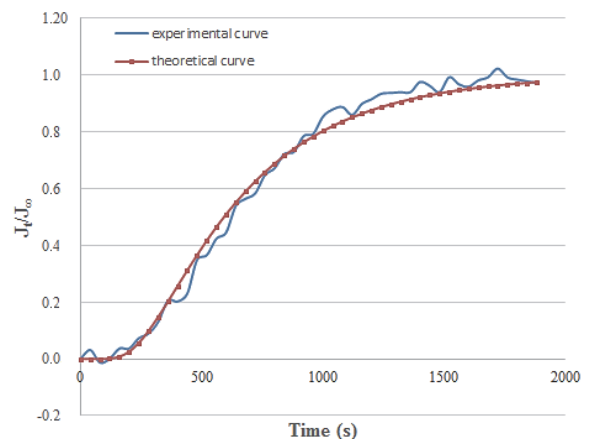


Fig. 3 Fitting the experimental data with the theoretical curve for the 2nd BUT after deformation of 5 %

Obr. 3 Srovnání experimentální a teoretické křivky ve 2. fázi vodíkování po 5% deformaci

An example of fitting the experimental results with the theoretical curve of normalized hydrogen flux J_t/J_∞ calculated according to Eq. (3) is shown in Fig. 3 for the 2nd BUT in the as-received state. The measured data fitted quite well with the theoretical curves for the

2nd BUT in all studied states. However, for the 1st BUT and for the DT, the measured data were usually shifted to a longer time in comparison with the theoretical curves confirming thus the important role of hydrogen trapping and de-trapping during the 1st BUT and during the DT [6].

Conclusions

The presented paper was devoted to evaluation of hydrogen diffusion characteristics and hydrogen embrittlement susceptibility in the Mn-Si-Al TRIP 800 steel. The obtained results can be summarized as follows:

- Hydrogen diffusion coefficients of the TRIP steel Mn-Si-Al are very low even in comparison with some other TRIP steels and they depend only slightly on the steel deformation;
- Hydrogen sub-surface concentrations are rather high, they increase with the applied tensile deformation, but they are lower than in other TRIP steels studied earlier.

Acknowledgement

This paper was created with the contribution of the projects Student Grant Competition SP2017/60 Experimental methods

development of the structure and properties of technical materials characterization, and SP2017/58 Specific research in metallurgy, materials and process engineering and No. LO1203 "Regional Materials Science and Technology Center – "Feasibility Program" funded by the Ministry of Education, Youth and Sports of the Czech Republic.

Literature

- [1] DeCOOMAN, B.C. Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. *Current Opinion in Solid State and Material Science*, 8 (2004), 285–303.
- [2] SRIVASTAVA, A. et al. Micromechanics of plastic deformation and phase transformation in a three-phase TRIP-assisted advanced high strength steel: Experiments and modeling. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 78 (2015), 46–69.
- [3] VAN SLYCKEN, J. et al. Dynamic response of aluminium containing TRIP steel and its constituent phases. *Mater. Sci. Eng. A*, 460-461 (2007), 516–524.
- [4] KLIBER, J., PLESTILOVA, G., ZACEK, O., SOMANI, M.C. Effects of Thermomechanical Processing on Microstructure and Mechanical Properties Multiphase Steels Exhibiting a TRIP Effect. *Materials Science Forum*, 539-543 (2007), 4357–4362.
- [5] KIM, S.J., YUN, D.W., SUH, D.W., KIM, K.Y. Electrochemical hydrogen permeation measurement through TRIP steel under loading condition of phase transition. *Electrochemistry Communications*, 24 (2012), 112–115.
- [6] SOJKA, J. et al. Hydrogen diffusion in the TRIP 800 steel with higher phosphorus content - effect of deformation. In *METAL 2015, 24th International Conference on Metallurgy and Materials*. Ostrava: TANGER, 2015, pp. 511–516.

Vývoj nové oceli

Stahlbau Nachrichten

4/2016

Spolkové ministerstvo vzdělávání a výzkum podpoří projekt na vývoj nové oceli v Max-Planck institutu pro výzkum železa v Düsseldorfu částkou 1,5 milionu € Těžko hledat něco společného v pojmech jako jsou větrné turbíny a železnice. Přesto mají něco společného: tzv. bílé naleptávané praskliny (White Etching Cracks), do značné míry zatím nevysvětlený škodlivý mechanismus, který se v nepředpověditelné době vyskytuje na mechanických kontaktních bodech a ročně způsobuje enormní škody. Proto jsou na celém světě železniční koleje v pravidelných intervalech obušovány, aby se těmto škodám zabránilo. Ještě dramatičtější je situace u větrných elektráren, kde se podobné jevy vyskytují také a jejichž převodové mechanismy mohou být vyměňovány jen s velkými náklady. Tvorba těchto prasklin probíhá na tak malých délkových škálách, že nemohla být doposud zkoumána ani nejmodernějšími mikroskopy.

Slabé trhy a výpadky se u Evrazu 2016 postaraly o pokles výroby

Stahl Aktuell

20.01.2017

Slabé trhy v odvětvích rour a kolejnic v Severní Americe jakož i menší výroba surové oceli u Evraz ZSMK na základě větších oprav by měly být hlavními důvody pro to, že výroba surové oceli u ruského výrobce oceli Evraz v roce 2016 v porovnání s předcházejícím rokem poklesla. Kromě toho hrála při tom roli také dekonzolidace Evraz Highveld Steel and Vanadium v dubnu 2015. V závěrečném čtvrtletí 2016 už ale nic neklesalo: výrobce oceli udržel výrobu surové oceli ve srovnání se třetím čtvrtletím stabilní s 3,4 mil. tun. Konzolidovaná výroba surové oceli byla ale podle údajů Evrazu v celém roce 2016 o 5,7 % nižší než v roce 2015, odbyt ocelářských výrobků klesl o 6,1 %.

Linear Coefficient of Thermal Expansion and Density of Steel Obtained Using Thermo-mechanical Analysis, Dilatometry and Calculations

Lineární koeficient teplotní roztažnosti a hustota oceli stanovené pomocí termomechanické analýzy, dilatometrie a výpočtů

Mgr. Aleš Kalup^{1,2}; Ing. Jaroslav Beňo, Ph.D.³; Ing. Simona Zlá, Ph.D.^{1,2}; Ing. Ľubomíra Drozdová¹; Ing. Monika Kawuloková, Ph.D.¹; prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.^{1,2}; Ing. Ondřej Martiník¹; Ing. Petr Dostál¹; doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D.^{1,2}

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

² VŠB – Technical University of Ostrava, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, Regional Materials Science and Technology Centre, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Czech Republic

³ VŠB – Technical University of Ostrava, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, Department of Metallurgy and Foundry, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Czech Republic

This paper deals with the results obtained by two experimental methods (thermo-mechanical analysis and dilatometry) and by theoretical calculations (Thermo-Calc software with TCFE8 database). Experimental data were obtained from heating runs, full chemical composition and all phases (except for graphite and diamond) were allowed for calculations. Calculations were performed in an equilibrium state.

Density and linear coefficient of thermal expansion of one low-carbon (0.077 wt. % C), unalloyed steel grade were investigated in wide temperature range up to 1400 °C. The results obtained by both experimental methods (TMA and dilatometry) and by theoretical calculations were compared and good agreement between the values was found. Discussion of identified differences between experimental and theoretical values was also performed.

Key words: density; linear coefficient of thermal expansion; thermo-mechanical analysis; dilatometry; Thermo-Calc

Tato práce se zabývá stanovením hustoty a lineárního koeficientu teplotní roztažnosti nelegované nízkouhlíkové oceli (hm. %: C 0,077; Mn 0,64; Si 0,20; Cu 0,06; Cr 0,05) pomocí dvou experimentálních metod (termomechanické analýzy a dilatometrie) a teoretických výpočtů za využití programu Thermo-Calc s databází TCFE8 (Thermo-Calc Fe-based database, 8. verze) doporučenou pro výpočty vlastností ocelí.

Prezentované výsledky byly u obou experimentálních metod (termomechanická analýza i dilatometrie) získány pouze z ohřevu, který probíhal v inertní atmosféře argonu (čistota 6N). Výpočty podle programu Thermo-Calc byly provedeny pro rovnovážný stav. Výpočty vlastností v nerovnovážném stavu tento program neumožňuje. Do výpočtů byly z chemického složení oceli zahrnuty všechny prvky a z fází byl při výpočtech vyřazen grafit a diamant.

U termomechanické analýzy byla použita rychlost ohřevu vzorku 10 °C·min⁻¹, pro dilatometrická měření byla použita rychlost ohřevu 5 °C·min⁻¹. Experimentální i teoretické hodnoty relativního prodloužení i lineárního koeficientu teplotní roztažnosti byly vztaženy na stejnou referenční teplotu 25 °C.

Teplotní závislosti hustoty a relativního prodloužení změřené pomocí dilatometru a vypočítané s využitím programu Thermo-Calc jsou si velmi blízké. Drobné rozdíly jsou zřejmě způsobeny výpočtem v rovnovážném stavu.

Teplotní závislost hustoty vzorku získaná pomocí termomechanické analýzy klesá nejrychleji, což by mohlo být důsledkem nejvyšší rychlosti ohřevu (10 °C·min⁻¹). Teplotní závislost relativního prodloužení oceli získaná pomocí termomechanické analýzy roste nejrychleji, což je zřejmě také důsledek nejvyšší rychlosti ohřevu. Lineární koeficient teplotní roztažnosti vypočítaný pomocí programu Thermo-Calc je v celém teplotním intervalu nižší než u obou experimentálních metod, což je pravděpodobně také důsledek výpočtů v rovnovážném stavu.

Klíčová slova: hustota; lineární koeficient teplotní roztažnosti; termomechanická analýza; dilatometrie; Thermo-Calc

Thermo-mechanical analysis (TMA) and dilatometry are common experimental methods used for measurements of temperature dependence of change in the length of the sample. Change in the length of the

sample is caused by changes in the lattice parameters, and this change can be described by coefficient of thermal expansion. It is generally very sensitive to composition, [1].

Density is one of the fundamental physical properties of material. Density depends not only on the chemical composition, but it also significantly depends on previous history of the steel (i.e. mechanical and/or heat processing) [2].

TMA and dilatometry records the length changes that occur during the heat treatment of a sample. Length changes can be used for determination of the coefficient of thermal expansion of the sample.

Thermal expansion is a fundamental material property, which relates dimensional changes of material to the temperature. A convenient measure of thermal expansion is the mean linear coefficient of thermal expansion and it is defined as the equation (1) [3]:

$$\alpha = \frac{L_2 - L_1}{L_0(T_2 - T_1)} = \left(\frac{\Delta L}{L_0}\right) \frac{1}{\Delta T}, \quad (1)$$

where L_1 (μm) and L_2 (μm) are the specimen lengths at the temperatures T_1 ($^{\circ}\text{C}$) and T_2 ($^{\circ}\text{C}$), respectively. L_0 (μm) is the initial specimen length and α (K^{-1}) is the linear coefficient of thermal expansion. Very often, the relationship between the length of the sample and linear coefficient of thermal expansion is given by the equation (2) [4]:

$$L_2 = L_1(1 + \alpha\Delta T). \quad (2)$$

The relative change in length as a function of temperature obtained from a dilatometer can be used to determine the phase transformation(s) during the heat treatment [5]. Knowledge of the coefficient of thermal expansion is very useful for investigation of the internal stress [6]. Another field, where coefficient of thermal expansion plays very important role, is coating of steels [7].

Besides experimental measurements of density and linear coefficient of thermal expansion, these quantities are studied also theoretically for many decades and this theme is still highly topical [8 - 10]. Theoretical calculations using specialized software (i.e. Thermo-Calc [11]) are cheap and fast, but they have some restrictions (i.e. chemical composition, phases, temperature range) [12].

In this paper, a real low carbon steel was investigated and its density, relative elongation and linear coefficient of thermal expansion were measured by two experimental methods (TMA and dilatometry) and theoretically calculated (Thermo-Calc software). The obtained experimental and theoretical values were compared and discussed.

1. Experimental

Real unalloyed low carbon-steel grade (wt. %: c 0.077; Mn 0.64; Si 0.20; Cu 0.06; Cr 0.05) was investigated. Samples were machined into the shape of cylinders, ground up and washed in acetone under ultrasound before measurements.

Measurements were done under inert atmosphere of pure argon (6N). All experimental values presented in this paper are from heating runs.

TMA measurements were performed using the device Setaram SETSYS 18_{TM} (Fig. 1) with vertical arrangement. Measurements were made in a wide temperature range up to 1400 $^{\circ}\text{C}$, heating rate was 10 $^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$, cylindrical samples had a length of approx. 11 mm and a diameter of approx. 5 mm (the sample mass was approx. 1.5 g).



Fig. 1 Setaram SETSYS 18_{TM} device used for TMA measurements
Obr. 1 Přístroj Setaram SETSYS 18_{TM} použitý pro TMA měření

Dilatometric measurements were performed using the NETZSCH Dilatometer DIL 402C/7 (Fig. 2) with horizontal arrangement in a wide temperature range up to 1350 $^{\circ}\text{C}$. Heating rate was 5 $^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$, cylindrical samples had a length of approx. 20 mm and a diameter of approx. 7 mm (the sample mass was approx. 6 g).

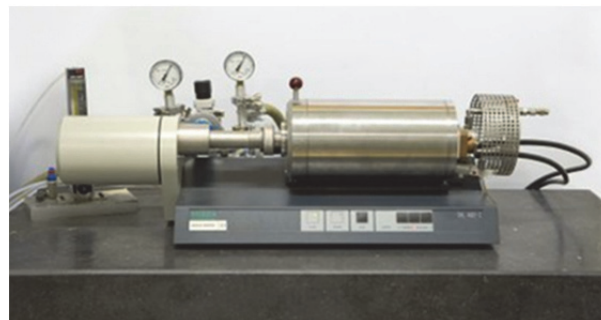


Fig. 2 NETZSCH Dilatometer DIL 402C/7 used for dilatometric measurements
Obr. 2 Přístroj NETZSCH Dilatometer DIL 402C/7 použitý pro dilatometrická měření

2. Calculations

Calculations were performed using Thermo-Calc software with TCFE8 (Thermo-Calc Fe-based alloys) database [13]. All elements and all phases (except for graphite and diamond) were included into calculations.

Theoretical values of density were calculated according to the well-known equation (3):

$$\rho = \frac{m}{V}, \quad (3)$$

where ρ ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$) is density, m (g) is weight and V (cm^3) is volume.

Thermo-Calc software only allows calculation of volume of the sample, so the equation (4) [14] was used for calculations of relative elongation ($\Delta l/l_0$).

$$\frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{l}{l_0} - 1 = \frac{\sqrt[3]{V}}{\sqrt[3]{V_0}} - 1 = \sqrt[3]{\frac{V}{V_0}} - 1, \quad (4)$$

where l (cm) is length at the temperature T ($^{\circ}\text{C}$) and l_0 (cm) is length at the reference temperature T_0 ($^{\circ}\text{C}$), V (cm^3) and V_0 (cm^3) are the volumes at the temperatures T and T_0 , respectively.

The linear coefficient of thermal expansion was calculated using the equation (5) [15]:

$$\alpha = \frac{\sqrt[3]{\frac{V}{V_0}} - 1}{T - T_0}, \quad (5)$$

where V (cm^3) is volume at the temperature T ($^{\circ}\text{C}$) and V_0 (cm^3) is volume at the temperature T_0 ($^{\circ}\text{C}$). The reference temperature T_0 was set to 25°C (the same temperature for both experimental methods).

In the equations (4) and (5), “cubic approximation ($V = l^3$)” was used, because of almost all phases in steels have cubic crystal lattice.

3. Results and discussion

First investigated quantity was density of steel and its temperature dependence. Experimental (TMA and dilatometry) and theoretical temperature dependences of densities are given at Fig. 3.

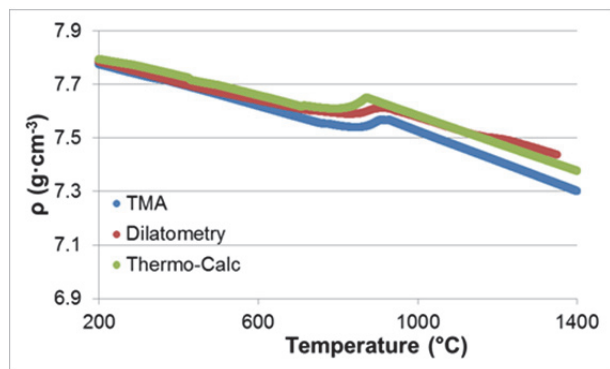


Fig. 3 Experimental (TMA and dilatometry) and theoretical (Thermo-Calc) temperature dependences of density ρ

Obr. 3 Experimentální (TMA a dilatometrie) a teoretické (Thermo-Calc) teplotní závislosti hustoty ρ

Densities obtained using dilatometry and Thermo-Calc are in excellent agreement, the difference is less than $0.05 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ (0.6 %). Density obtained by TMA has significantly steeper slope.

Nevertheless, the difference between TMA and both remaining methods (dilatometry and theoretical calculations) is up to $0.10 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ and the difference is increasing with the temperature. This might have been caused by relatively high heating rate ($10^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$) used for TMA measurements.

Small difference (up to 1.2 %) between dilatometric and theoretical values of density might have been caused by method of calculation (equilibrium state), while experiments were always non-equilibrium. Dilatometric measurements were not calibrated to temperature and this probably also affected dilatometric values.

Another investigated quantity was relative elongation of the steel sample. Experimental and theoretical relative elongations are given in Fig. 4.

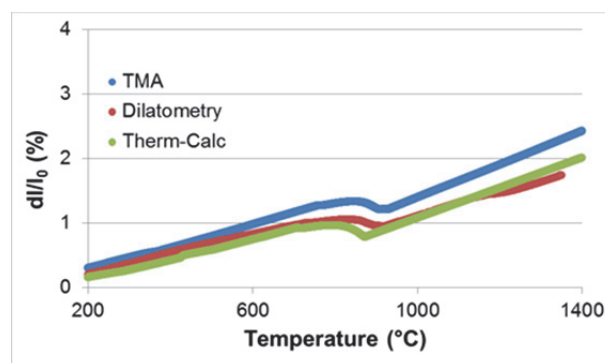


Fig. 4 Experimental (TMA and dilatometry) and theoretical (Thermo-Calc) temperature dependences of relative elongation dl/l_0

Obr. 4 Experimentální (TMA a dilatometrie) a teoretické (Thermo-Calc) teplotní závislosti relativního prodloužení dl/l_0

Relative elongation obtained by dilatometry and Thermo-Calc are in excellent agreement, the difference is no more than 0.09 %. The values obtained by TMA have faster growth, but the difference is still lower than 0.53 %. This might have been caused by different heating rate and different sample mass.

Perhaps the most valuable quantity, which was investigated, is the linear coefficient of thermal expansion. Comparison of experimental and theoretical linear coefficients of thermal expansion are given in Fig. 5.

Experimental values of linear coefficient of thermal expansion below 200°C are influenced mainly by relatively high inaccuracy in measurements of temperature and length in this temperature area.

Theoretical values of linear coefficient of thermal expansion below 200°C are heavily influenced by denominator in the equation (5), when $T - T_0 \rightarrow 0$. Some differences are also caused by different sample mass (approx. 1.5 g for TMA and approx. 6 g for dilatometry) and different heating rates could also have influence to measured values.

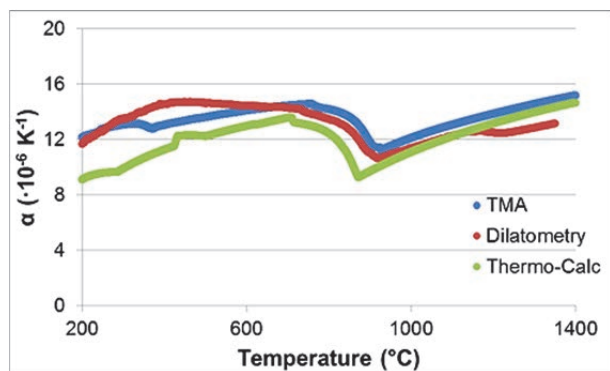


Fig. 5 Experimental (TMA and dilatometry) and theoretical (Thermo-Calc) temperature dependences of linear coefficient of thermal expansion

Obr. 5 Experimentální (TMA a dilatometrie) a teoretické (Thermo-Calc) teplotní závislosti lineárního koeficientu teplotní roztažnosti

Measured and calculated values of linear coefficient of thermal expansion above 400 °C are in good agreement, difference is up to $3.1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. For the temperatures above 600 °C, the agreement is very good with difference less than $1.5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

Conclusions

Real unalloyed low carbon steel grade was investigated and its density, relative elongation and linear coefficient of thermal expansion were obtained using two experimental methods (TMA and dilatometry) and one theoretical method (Thermo-Calc software). All three methods give similar values, except for linear coefficient of thermal expansion below 400 °C.

Values of density measured using TMA have steeper decrease than values obtained using dilatometry and calculations. Despite this, an excellent agreement between all three methods was found for density (difference is up to $0.1 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$) in the whole investigated temperature range.

Temperature dependence of relative elongation measured using TMA has steeper increase than dilatometry and calculations. Despite this, very good agreement between all three methods was found (highest difference is approx. 0.5 %) in the whole investigated temperature range.

Both experimental methods (TMA and dilatometry) give similar values of linear coefficient of thermal expansion for temperatures above 200 °C. All three used methods (TMA, dilatometry, calculations) give similar values above 600 °C, the difference is up to $1.5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ in this temperature area.

Experimental values seem to be affected mainly by the sample mass and used heating rate. Theoretical values seem to be limited mainly by the equilibrium state calculations.

Acknowledgement

This paper was prepared at the Faculty of Metallurgy and Materials Engineering within the Project No. LO1203 "Regional Materials Science and Technology Centre - Feasibility Program" funded by the Ministry of Education, Youth and Sports of the Czech Republic, GAČR project No. GA 17-18668S and student project SP2017/56.

Literature

- [1] DE COCK, T., CAPDEVILA, C., CABALLERO, F. G., DE ANDRÉS, C. G. Interpretation of a Dilatometric Anomaly Previous to the Ferrite-to-austenite Transformation in a Low Carbon Steel. *Scripta Materialia*, 54 (2006), 949–954.
- [2] CROSS, H. C., Hill E. E. Density of Hot-rolled and Heat-Treated Carbon Steels. *Scientific Papers of the Bureau of Standards*. 22 (1927), 541–466.
- [3] ELMER, J. W., OLSON, D. I., MATLOCK, D. K. Thermal Expansion Characteristics of Stainless Steel Weld Metal. *Welding Journal*, 61 (1982), 293–304.
- [4] CHEN, R., MCKEEVER, S. W. S. *Theory of Thermo-luminescence and Related Phenomena*. World Scientific, 1997. ISBN 978-981-02-2295-6.
- [5] BROWN, M. E. *Introduction to Thermal Analysis: Techniques and Applications*. Dordrecht: Kluwer academic publishers. 2001. ISBN 978-140-20-0211-3.
- [6] LI, X. Ch., STAMPFL, J., PRINZ, F. B. Mechanical and Thermal Expansion Behavior of Laser Deposited Metal Matrix Composites of Invar and TiC. *Materials Science and Engineering A*, 282 (2000), 86–90.
- [7] RAMS, J., CAMPO, M., TORRES, B., UREÑA, A. Al/SiC Composite Coatings of Steel by Thermal Spraying. *Materials Letters*, 62 (2008), 2114–2117.
- [8] FOILES, S. M., MURRAY, D. S. Calculation of the Thermal-expansion of Metals Using the Embedded-atom Method. *Physica Reviews B*, 38 (1988), 12643–12644.
- [9] JIN, H. M., WU, P. First Principles Calculations of Thermal Expansion Coefficient: Part 1. Cubic metals, *Journal of alloys and compounds*, 343 (2002), 71–76.
- [10] MATSUSHITA, T., GHASSEMALI, E., SARO, A. G., ELMQUIST, L., JARFORS, A. E. W. On Thermal Expansion and Density of CGI and SGI Cast Irons. *Metals*, 5 (2015), 1000–1019.
- [11] ANDERSON, J.-O., HELANDER, T., HÖGLUND, L., SHI, P., SUNDMAN, B. Thermo-Calc & DICTRA, Computational Tools for Materials Science. *Calphad*, 26 (2002), 273–312.
- [12] ŽALUDOVÁ, M., SMETANA, B., ZLÁ, S., DOBROVSKÁ, J., ROSYPALOVÁ, S., KALUP, A., MICHALEK, K. I. Study of heat capacity of real steel grade. In: *Metal 2016: 25. Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials*, 21st-23rd May 2014, Brno, Czech Republic, pp. 559–563. ISBN 978-808-72-9454-3.
- [13] Thermo-Calc Software TCFE8 Steels/Fe-alloys database version 8 (accessed 23rd July 2016).
- [14] KALUP, A., BEŇO, J., ZLÁ, S., KAWULOKOVÁ, M., LICHÝ, P., DOBROVSKÁ, J., DOSTÁL, P., SMETANA, B. Dilatometric Measurement and Calculation of Thermal Expansion Coefficient of Real Steel Grades. In *CEEC-TAC3 2015: 3rd Central and Eastern European Conference on Thermal Analysis and Calorimetry*, 25th-28th August 2015, Ljubljana, Slovenia, s. 205.
- [15] BUJOREANU, L. G., STANCIU, S., COMĂNECI, R. I., MEYER, M., DIA, V., LOHAN, C. Factors Influencing the Reversion of Stress-induced Martensite to Austenite in a Fe-Mn-Si-Cr-Ni Shape Memory Alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 18 (2009), 500–505.

Diagnostic Device for 3D Surface Analysis

Diagnostické zařízení pro 3D analýzu povrchu

Ing. Robert Hlavica; prof. Ing. Zora Košťalová Jančíková, CSc.; doc. Ing. Robert Frischer, Ph.D.

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

Práce se zabývá návrhem a realizací řídicího systému pro zařízení na skenování povrchu hutnických materiálů. Toto zařízení bude využíváno v hutnických procesech, převážně pak na pozicích výstupní kontroly a diagnostiky. Práce se zabývá analýzou hardwarové části zařízení. V analýze je popsána konstrukce snímacího zařízení, umístění snímacího zařízení a referenčního prvku. Dále je vyhodnoceno využití vzájemné polohy snímacího zařízení a referenčního prvku pro získání obrazu povrchu snímaného objektu a popsán princip pohybu zařízení při snímání objektu a akční členy, které jsou využívány. Výsledky analýzy jsou použity pro návrh řídicí jednotky včetně programové části systému. Řídicí jednotka zajišťuje správnou funkci akčních členů a referenčního prvku. Její součástí je komunikační protokol, pomocí kterého může být řízena z PLC nebo PC. Součástí práce je návrh programu pro PC na obsluhu zařízení a následné zpracování obrazové informace. Výsledkem programu jsou údaje o snímaném povrchu. V programové části se využívá algoritmů pro rozpoznávání obrazu (Image Processing). Jsou zde popsány použité algoritmy pro detekci hran s využitím konvoluce. Výsledkem takto zpracovaných dat ze snímače jsou souřadnice povrchu snímaného objektu v jedné rovině. Vývoj vyhodnocovacího algoritmu byl realizován v prostředí programu MATLAB. Výsledné algoritmy byly aplikovány v řídicím programu, který je postaven na platformě Net Framework. Řídicí systém byl otestován v laboratořích Vysoké školy báňské – Technické univerzity v Ostravě. První testy byly zaměřeny na detekci povrchových vad krystalizátorů až do hloubky 0,2 mm. Zařízení při testech dosáhlo požadované přesnosti měření. Řešení bylo po ověření dále rozpracováno a prohloubeno.

Klíčová slova: řídicí systém; polohování; krokový motor; detekce hran; zpracování obrazu

The paper deals with the design and implementation of the control system for a surface scanning device for metallurgical materials. This device will be used in metallurgical process. The device will be used primarily for output control and diagnostics. The work contains the analysis of hardware part of the device. It describes the design of the device, location of the sensor and reference laser, use of the locations of the sensor and reference laser to produce images of the surface of the scanned object, the principle of movement during the scanning of objects and actuators. The results of the analysis are used for design of the control unit, including the software part of the system. The control unit is responsible for correct operation of actuators, and of the reference element. It includes a communication protocol, through which it can be controlled from a PLC or PC. Part of the work deals with design of the PC software for operation of the device and for subsequent processing of the visual information. The results are data describing the scanned surface. The control program uses algorithms for image recognition (image processing). The used algorithms are described in the work. The algorithms are designed for edge detection with the use of convolution. The results of such processed data from the sensor are the coordinates of the scanned object surface in one plane. Development of the algorithm was realized in the MATLAB software environment. The resulting algorithms are applied in the control program, which is built on the platform NET Framework. Device and control parts of device are tested in the laboratories of the VŠB - Technical University of Ostrava. The first tests were focused on detection of the mould's surface defects, when the main condition was the minimum detection resolution of scratches of 0.2 mm. Device successfully passed the tests and achieved the required accuracy. The solution was after confirmation further elaborated and finalized.

Key words: system, positioning; stepper motor; edge detection; image

This work presents a proposal of the control system for 3D digitizing of surface. It describes the principle of scanning the surface of objects using optical sensor and reference laser. Subsequently, it introduces the image detection process realized by the reference laser in order to obtain information about the shape of the surface.

Discrete convolution computer algorithms are used for determination of the laser. The control system designed for the device was based on the principle of image processing algorithms. In conclusion, the entire device was implemented and tested. The results of the tests will be evaluated. The device model is shown in Fig. 1.

1. Principle of scanning the surface

A reference laser was used for the optical scan of surface. The laser was equipped with a special lens. The lens changed spot beam into the line. The line of beam lit the surface of the object, which created a clearly visible laser line. The resulting line was an intersection of the object surface and the laser plane.



Fig. 1 Model of the device
Obr. 1 Model zařízení

When viewed perpendicularly to the plane of the laser it had a curved shape of the scanned surface. It was not technically possible to look straight perpendicularly to the plane of the laser; therefore the optical sensor monitored the resulting light line under a very small angle. Relative position of the laser and sensor is illustrated in Fig. 2. The image captured from the sensor is shown in Fig. 3.

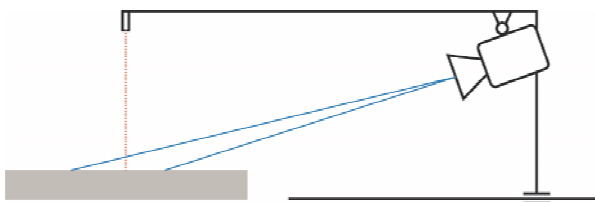


Fig. 2 Diagram of scanning of the object surface
Obr. 2 Schéma snímání povrchu objektu

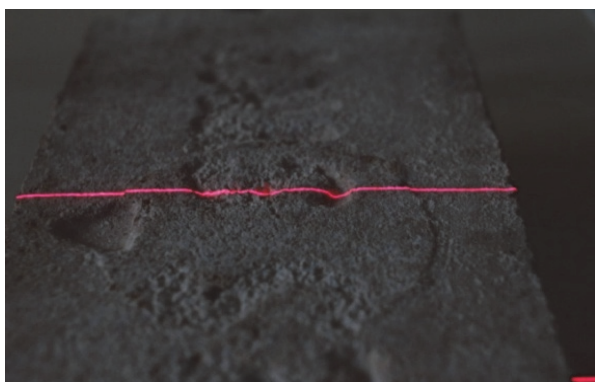


Fig. 3 View from the sensor
Obr. 3 Pohled ze snímače

For acquiring information about the entire surface of the subject, we had to repeat this process in the new position. The scanning process consisted of two

operations. The first operation was a visual record. The second operation was a shift of the entire structure (Fig.4). These two operations were repeated in the cycle. This shift used the fact that linear displacement sensing accuracy was inversely proportional to the displacement.

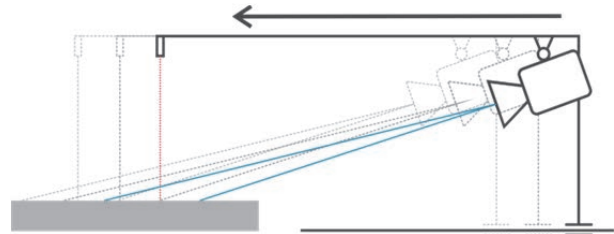


Fig. 4 Diagram of motion sensors and lasers along the scanned object

Obr. 4 Schéma pohybu snímače a laseru podél snímaného objektu

2. Image processing

We then focused on obtaining information about the object surface in one plane. One level of the subject represented a visual record. Procedures for obtaining information from the object image are referred to as image processing. Image information can also be described as a function of two variables

$$f(x, y), \quad (1)$$

where x and y are coordinates of the pixel and the function value corresponds to the values of brightness or spectral components. Therefore, it is called luminance function or a function of intensity. Laser in the picture is analogous to the physical edges of the recorded object. The edge is within the image properties given pixel and its surroundings. It is determined by how abruptly changed the value of visual function. Mathematical tool for analysing changes in the function of two variables are partial derivatives. Change of the function indicates the size of the gradient (2) and the direction of the gradient (3). The direction of the gradient φ is always perpendicular to the edge

$$|\nabla f(x, y)| = \sqrt{\left(\frac{\partial f}{\partial x}\right)^2 + \left(\frac{\partial f}{\partial y}\right)^2} \quad (2)$$

$$\varphi = \arctg\left(\frac{\frac{\partial f}{\partial x}}{\frac{\partial f}{\partial y}}\right) \quad (3)$$

For calculation of the gradient a discrete 2D convolution is used (4), where a is the input signal and b is the kernel or convolution mask. The expression vector can be broken down to the summing of the expression (5), which is suitable for use in the algorithms.

$$\bar{c} = \bar{a} * \bar{b} \quad (4)$$

$$c_{m,n} = \sum_{i=-k}^k \sum_{j=-k}^k a_{m-i,n-j} b_{i,j} \quad (5)$$

a – 2d matrix of input signal (pixels)

b – matrix of convolution kernel

c – value of transformed pixels

It is obvious that each new pixel in the filtered image, depending on the co-evolutionary mask, affects the nearby pixel. A properly chosen mask can be approximated as the first derivative or gradient. For finding laser we used in the painting features the gradient direction, thus it was always perpendicular to the edge. Structurally the device always had the laser in horizontal position. It follows the gradient properties and from the assumption that the reference laser is horizontal, that it is preferable to count only in the vertical direction. This will filter out all edges that are not horizontal. The following kernel was used for application:

$$b = \frac{1}{1} * \begin{bmatrix} -1 & -2 & -1 \\ 0 & 0 & 0 \\ 1 & 2 & 1 \end{bmatrix} \quad (6)$$

b – matrix of convolution kernel

Final image contained only the laser line, which projected on the scanned object (Fig. 5).

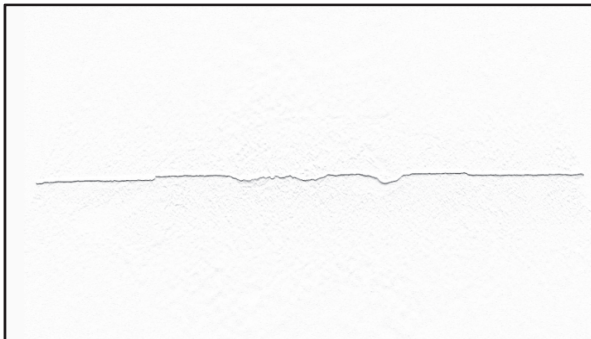


Fig. 5 Image information after application of convolution
Obr. 5 Obrazová informace po aplikaci konvoluce

3. Control system

The proposed control system is composed of several parts, which can be grouped into two blocks. The first block of the control system software is part of the personal computer as the "First block". The second block is the driver for control of a stepper motor and reference laser, as well as the "Second block" (Fig. 6). The control unit has been tailored for the device. It is equipped with a processor STM32F4 from STM. This processor is used as the main part of the subordinate logical block. It ensures communication with the master block. The system uses for communication with the RS232 a protocol, which is using the transmitter

transferred to the USB bus. The processor is equipped with a real-time operating system RTOS. The actual control algorithms are written in C++.

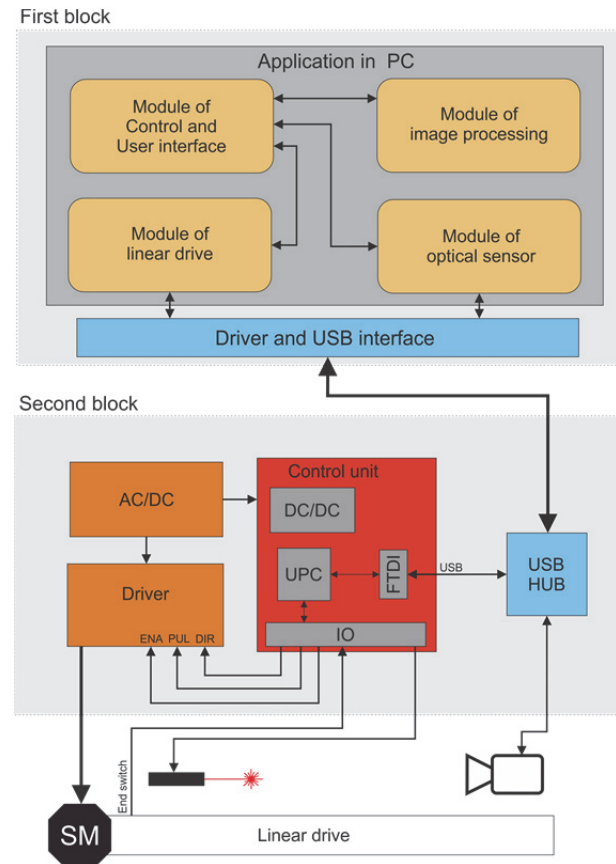


Fig. 6 Diagram of the control system
Obr. 6 Schéma řídicího systému

As it was already mentioned, the superior block is a software application in the PC. The application is designed and developed within the framework for the Microsoft .Net Framework 4.5 and it is written in C# .Net. The application is divided into separate functional modules. Individual modules solve always an isolated problem. These individual modules connect the main module of the program, which also serves as the user interface.

Conclusions

The function of the whole device had to be tested after completion of the control system, assembly of the support structure and interconnection of all the elements. Gradually each piece of the equipment was tested. Linear displacement alone without a parent block was tested as first, especially the homing function and the function of the shift to the desired position. After verifying the functionality and editing software of the control unit the equipment was connected to a parent block. The functions of imaging and laser control were then tested. It created a basic configuration for the sensor and the image processing

module. After testing and configuration of individual parts of the system, the scanning process as such was tested. A shaped object shown in Fig. 7 was chosen for the test. Scanning was triggered after setting the ideal sensor parameter. Start and end points were set to be one centimetre in front of the object and one centimetre behind the object.



Fig. 7 Testing object
Obr. 7 Testovací objekt

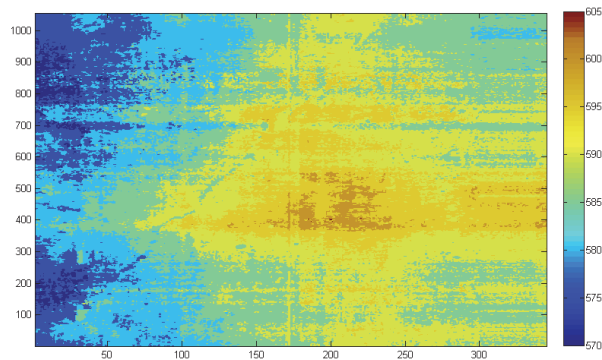


Fig. 8 Diagram of the testing object
Obr. 8 Graf testovacího objektu

Fig. 8 shows a graph drawn from the data. It is obvious that the graph corresponds to the measured object. Small measurement errors can be observed at the beginning of the object. They were caused by laser reflections from the front edge of the object, and at the end of the object where the error was caused by covering the reference laser. Given the desired function when the device scans unevenness of the upper surface of the object, these two errors are negligible. The entire length of the upper surface of the model then corresponds to the scanned object.

Acknowledgements

This paper was created in the Project No. SP 2017/63 funded by Ministry of Education, Youth and Sports of the Czech Republic.

Literature

- [1] DOBEŠ, M. *Zpracování obrazu a algoritmy v C# [Image processing and algorithms in C#]*, 1st ed. Praha: BEN – technická literatura, 2008, 143 pp. ISBN 978-80-7300-233-6.
- [2] HANEČÁK, T. *CCD A CMOS snímače vo video kamerách [CCD and CMOS sensors in video cameras]* (Bachelor thesis, Thesis supervisor doc. Ing. Martin Vaculík, PhD.) Žilina University, 2009
- [3] BRAŽINA, David. *Analýza a zpracování rastrového obrazu [Analysis and processing of raster image]* [electronic textbook]. Accessible after logging at the portal <http://moodlearchiv.osu.cz/> Ostrava, 2012, 151 pp.
- [4] KOLCUN, A. *Počítačová grafika: Algoritmy a principy [Computer graphics: Algorithms and principles]* [electronic textbook]. Accessible after logging at the portal <http://moodlearchiv.osu.cz> 2007, 161 pp.
- [5] HORÁK, D. *Diskrétní transformace [Discrete transformations]*. [online]. Accessible at: http://mi21.vsb.cz/sites/mi21.vsb.cz/files/unit/diskretni_transformatr_obraz.pdf Ostrava, 2012, 89 pp.
- [6] In *Computer Vision and Graphics: International Conference, ICCVG 2012, Warsaw, Poland, September 24-26, 2012*. 1st ed. New York: Springer, 2012. ISBN 3642335632.

Ocelářská prognóza MBI: Ceny oceli by měly v prvním čtvrtletí zůstat

MBI STAHL AKTUELL

20.01.2017

Na ocelářském trhu se všechny zraky soustřeďují na Čínu a USA. 28. ledna začínají v Číně oslavy Nového roku a hospodářský život usne. Vychází se proto z předpokladu, že kvůli tomu ceny oceli a železné rudy poklesnou. Peking by mohl ještě před začátkem svátků oznámit nová opatření k likvidaci přebytečných kapacit v ocelářském a železnorudném sektoru, což by se mohlo pozitivně projevit na cenách oceli a železné rudy. V USA by mohly ceny profitovat z toho důvodu, že nový prezident bude detailně informovat o svých ambiciózních plánech pro infrastrukturu. Současně je ale třeba se obávat možnosti, že nový prezident uvalí tučná trestná cla na dovoz zboží, ve kterém je využívána intenzivně ocel, jako je tomu například v automobilech. V nejhorším případě by mohla vypuknout obchodní válka s Čínou, ale i jinými zeměmi. To by se negativně projevilo na cenách surovin a zejména kovů. Od poslední MBI prognózy z 6. ledna se ceny oceli zvýšily v průměru o 1 až 2 %. Ve stejném období se ale zvýšila cena železné rudy (Fe 62 procent, CFR, Tanjin) o více než 7 % na 81,7 USD za tunu. Jinak to ale vypadalo u koksovateľného uhlí (prémiová kvalita, export Austrálie): zde ceny spadly o 14 % na 178 USD za tunu. MBI Research vychází z toho, že ceny pro dlouhou ocel a hrubé plechy v zůstávajících týdnech prvního čtvrtletí zůstanou stabilní. Ceny za ploché výrobky by mohly ve stejném časovém období zhruba o 2 % poklesnout, i když poptávka po oceli ze strany zpracovatelského průmyslu stoupá.

Recenzované výzkumné články

Analysis of Phase Transformation Temperatures of Real Steel Grades

Analýza teplot fázových transformací reálných značek ocelí

Ing. Ondřej Martiník¹; doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D.^{1,2}; prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.^{1,2}; Ing. Aleš Kalup¹; Ing. Simona Zlá, Ph.D.^{1,2}; Ing. Monika Kawuloková, Ph.D.^{1,2}; doc. Ing. Karel Gryc, Ph.D.^{1,2}; prof. Ing. Karel Michalek, CSc.^{1,2}; Ing. Petr Dostál¹; Ing. Lubomíra Drozdová¹

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

² VŠB – Technical university of Ostrava, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, Regional Materials Science and Technology Centre, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Czech Republic

The paper deals with the study of phase transformation temperatures of two real grade steels. A series of thermal analysis measurements by Differential Thermal Analysis (DTA) and Direct Thermal Analysis (TA) were performed on two real grade medium carbon steel samples in low and high temperature regions. The eutectoid transition temperature (T_E), end of α -ferrite to γ -austenite transition temperature ($T_{\alpha\rightarrow\gamma}$), solidus temperature (T_S), peritectic transition temperature (T_P) and liquidus temperature (T_L) were determined. The results were verified by statistic evaluation and they were compared with theoretical calculations carried out by InterDendritic Solidification (IDS) and Thermo-Calc™ (2015b, TCFE8; TC) software.

The original experimental data of phase transformation temperatures were obtained by thermal analysis. Temperatures in low temperature region, the eutectoid transition temperatures and end of α -ferrite to γ -austenite transition temperatures, were determined only by differential thermal analysis method and verified by Thermo-Calc software. It can be said, that differential thermal analysis and Thermo-Calc are more versatile. All experimental values, show in general a high level of consistency and low level of variability. Both differential thermal analysis and direct thermal analysis are set correctly; the results are reproducible and comparable. The standard deviation of the results did not exceed 2 °C and variation coefficient did not exceed 0.3 %.

It is not possible to determine only one the most precise software or the one closer to the measured results. Besides one case, the software differed less (or it was equal to) 3 °C from each other. The comparison of thermo-analytical methods and software shows the following: in some cases, exceptional agreement, but in most cases the agreement remains poor. Therefore it is always vital to check the data by an experiment. The experimental temperatures obtained by the thermal analysis are expected to be used to optimize production (casting and solidification) and thermo-mechanical processing of the analysed steel grades.

Key words: thermal analysis; phase transformations; DTA; Thermo-Calc; IDS

Předkládaná práce se zabývá studiem teplot fázových transformací dvou reálných značek ocelí metodou diferenční termické analýzy (DTA) a přímé termické analýzy (TA) v nízkoteplotní a vysokoteplotní oblasti. Stanoveny byly teploty eutektoidní transformace (T_E), teploty ukončení přeměny α -feritu na γ -austenit ($T_{\alpha\rightarrow\gamma}$), teploty solidu (T_S), teploty peritektické transformace (T_P) a teploty likvidu (T_L). Výsledky byly ověřeny statistickým vyhodnocením a diskutovány s teoretickými výpočty provedenými s využitím software InterDendritic Solidification (IDS) a Thermo-Calc™ (2015b, TCFE8; TC).

Originální experimentální data, tj. teploty fázových transformací, byla získána metodami termické analýzy. Teploty v nízkoteplotní oblasti, tedy teploty eutektoidní transformace a teploty ukončení přeměny α -feritu na γ -austenit, byly stanoveny pouze metodou diferenční termické analýzy a porovnány pouze s výsledky software Thermo-Calc. Lze tedy tvrdit, že diferenční termická analýza a Thermo-Calc mají všestrannější použití. Metody diferenční a přímé termické analýzy jsou nastaveny správně a výsledky jsou reprodukovatelné a porovnatelné. Výsledky termické analýzy vykazují vysokou míru konzistence a nízkou variabilitu. Směrodatná odchylka byla ve všech případech nižší než 2 °C a variační koeficient byl nižší než 0,3 %.

Bylo zjištěno, že není možné určit přesnější software nebo software, jehož výsledky by byly blíže k naměřeným hodnotám. Vyjma jednoho případu se výsledky IDS a Thermo-Calc mezi sebou lišily méně než o 3 °C. Shoda výsledků

získaných využitím software a experimentálních výsledků termických analýz je značně proměnlivá: v některých případech výborná, v jiných případech je naopak velmi nízká. Z tohoto důvodu je nutné vždy ověřit výpočet software experimentem. Existuje reálný předpoklad využití získaných výsledků k optimalizaci výroby (odlévání a následného tuhnutí) a tepelně-mechanického zpracování analyzovaných značek ocelí.

Klíčová slova: termická analýza; fázové transformace; DTA; Thermo-Calc; IDS

Material science and general knowledge about thermo-physical properties of steels are getting more and more importance due to an increasing pressure on steel industry to reduce price of steel to a minimum. The most promising way chosen by the companies is reduction of costs, with particular focus on energy savings [1, 2]. It is widely known, that production of steel is energetically demanding, therefore it is necessary to define requirements and to analyse real steel samples in detail in order to achieve precise and efficient production process.

Theoretical calculations using specialised software are becoming increasingly important due to their overall efficiency. A decision cannot be made, though, based purely on calculation. The accuracy of the calculation depends on the used model and correct data in its databases. Lack of data or faults in databases result in unpredictable errors of calculation, and therefore it is recommended always to check the calculated results by experimental measurement [3, 4].

Significant thermo-physical properties of steels are, among others, temperatures of solidus, liquidus, eutectoid, peritectic and magnetic transitions [5, 6]. The aim of this paper is to obtain these key thermo-physical data from two real steel grades by experiment and by theoretical calculations, then to assess the calculated and experimental data in terms of reproducibility, to evaluate the comparability of the analytical methods used and to revise the substitutability of the thermal analysis by software.

Analytical methods and calculations

Thermal analysis covers a wide range of methods used to determine the physical or chemical properties of material as it is heated, cooled or held at constant temperature. This provides analytical information on the fundamental properties of materials [7, 8]. The experiments were carried out by two thermo-analytical methods: Differential Thermal Analysis (DTA) and Direct Thermal Analysis (TA).

Differential Thermal Analysis (DTA) is a thermo-analytical method, in which the temperature effects are studied during continuous linear heating or cooling in controlled atmosphere [9]. The temperature of the analysed sample is measured relative to a reference sample. A reference sample can be standard material (e.g. Pd) or an empty crucible. The result of the measurement is a DTA curve [10].

Direct Thermal Analysis (TA) is a thermo-analytical method, in which the direct measurement of temperature of the sample is carried out during its heating or cooling in controlled atmosphere [11, 12].

The amount of heat involved and the temperature, at which these changes take place, are characteristic for the changes in the steel structure: Eutectoid Transition (T_E), End of α -Ferrite to γ -Austenite transition ($T_{\alpha \rightarrow \gamma}$), Solidus (T_S), Peritectic transition (T_P), Liquidus (T_L) [13].

Theoretical calculations

Theoretical calculations were performed by Thermo-CalcTM [14] (TC) and InterDendritic Solidification [15] (IDS) software. The Thermo-Calc is a sophisticated software using CALPHAD approach and it includes many databases, which are necessary to its calculations. The IDS software is based on kinetics and thermodynamic calculations and it is utilized for the determination of temperature dependencies for thermo-physical properties of steels.

The IDS calculations (SW) reported problems with calculations for studied steel samples below temperatures of 1000 °C due to exceeded concentration limits of some elements. Extensive tests were performed to find the problematic elements, but with no success. Only limited content of most of the elements enabled calculation in this temperature region, but results were incorrect and not corresponding with the experimental results. For IDS calculations Sn, As, Sb were not included, because they were not defined in the IDS database, and O was excluded due to the defective results with high divergence in respect to experimental values.

The Thermo-Calc calculations were performed on TC v. 2015b, using TCFE8 database. All the determined elements were used for calculation; Sn, As, Sb were not defined in the TCFE8 database and they were not taken into account. Oxygen was excluded due to its impact on stability of calculation in terms of calculation time and results obtained.

Impact of phases allowed in TC calculation was tested as well. It is recommended to exclude only the phases that we are certain about that they cannot be found in the sample during its analysis. In this case, metastable equilibrium during experiment was achieved; therefore diamond and graphite phases were excluded. In general, restriction of one or two phases, that were present at

some point during calculation, resulted in no effect on the calculated temperatures. Only the amount of phases differed. When calculation was restricted to the main phases only (FCC, BCC, cementite, and liquid), the results were affected by significant error. Solidus temperature was the most affected by restriction of phases. Moreover, the calculation often became unstable and ended in the range of T_S point. Elimination of the phases had no practical impact on duration of calculation. The best results were obtained if all the phases, except for diamond and graphite phases, were allowed; therefore this setting was used as a default for calculation of important temperatures.

Experiment

Medium carbon steels were prepared from real steel castings. The samples were machined to a desired shape for each equipment and method, then polished and cleaned by ultrasound in acetone. The mass of the samples was 23–25 g for TA and approximately 200 mg for DTA. The S1 sample contained 0.368 wt. % and the S2 sample contained 0.646 wt. % of carbon. Description and setting of equipment is described e.g. in [15].

- Setaram SETSYS 18TM – DTA sensor (S – type tri-couple), (DTA);
- Netzsch STA 449 F3 Jupiter sensor (S-type, mono-couple), (TA).

The experiments were performed for low and high temperature region separately, in order to eliminate impacts of decarburization and to ensure, that all phase transitions and heat effects were easily identifiable. The experiments were performed in corundum crucibles in an inert atmosphere of Ar (6N). Heating rates were $10\text{ °C}\cdot\text{min}^{-1}$ (DTA) and $5\text{ °C}\cdot\text{min}^{-1}$ (TA). The measured temperatures were corrected by melting temperature of pure palladium (5N), by melting temperature of pure nickel (5N), by influence of the heating rate and by the influence of the sample mass.

Results and Discussion

Based on the results of DTA and TA analysis (Figs. 1–3), the following temperatures of the phase transitions were determined: Eutectoid Transition (T_E), End of α -Ferrite to γ -Austenite transition ($T_{\alpha\rightarrow\gamma}$), Solidus (T_S), Peritectic transition (T_P), Liquidus (T_L). Experimental and also theoretical temperature values are presented in Tab. 1. Statistic evaluation of the obtained experimental results was performed by mean values, standard deviation and variation coefficient. All measurements, in general, show high level of consistency and low level of

variability. The standard deviation of the results does not exceed 2 degrees of Celsius and variation coefficient does not exceed 0.3 %. Fig. 1 presents DTA curves in low temperature region, and Fig. 2 presents DTA curves in high temperature region.

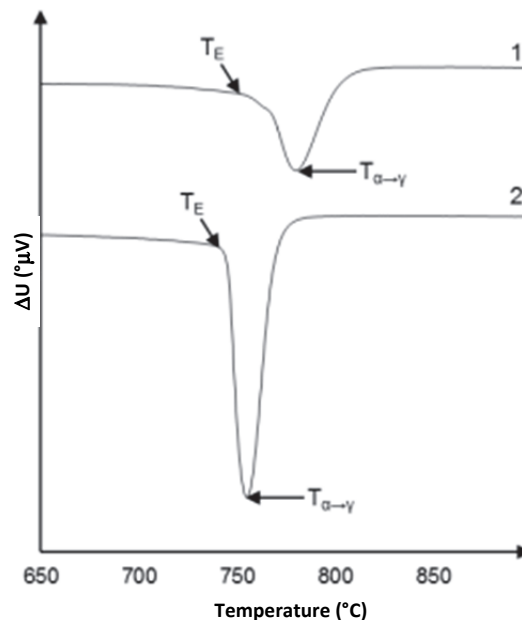


Fig. 1 DTA curves, low temperature region; steel grade 1 and 2
Obr. 1 DTA křivky, nízkoteplotní oblast; ocel jakosti 1 a 2

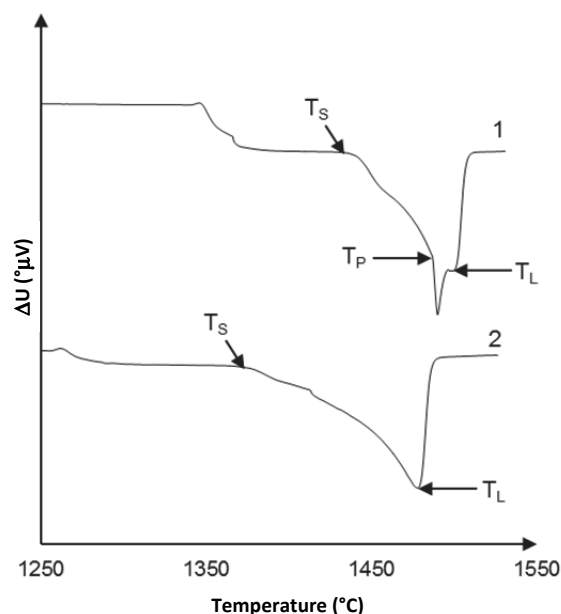


Fig. 2 DTA curves, high temperature region; steel grade 1 and 2
Obr. 2 DTA křivky, vysokoteplotní oblast; ocel jakosti 1 a 2

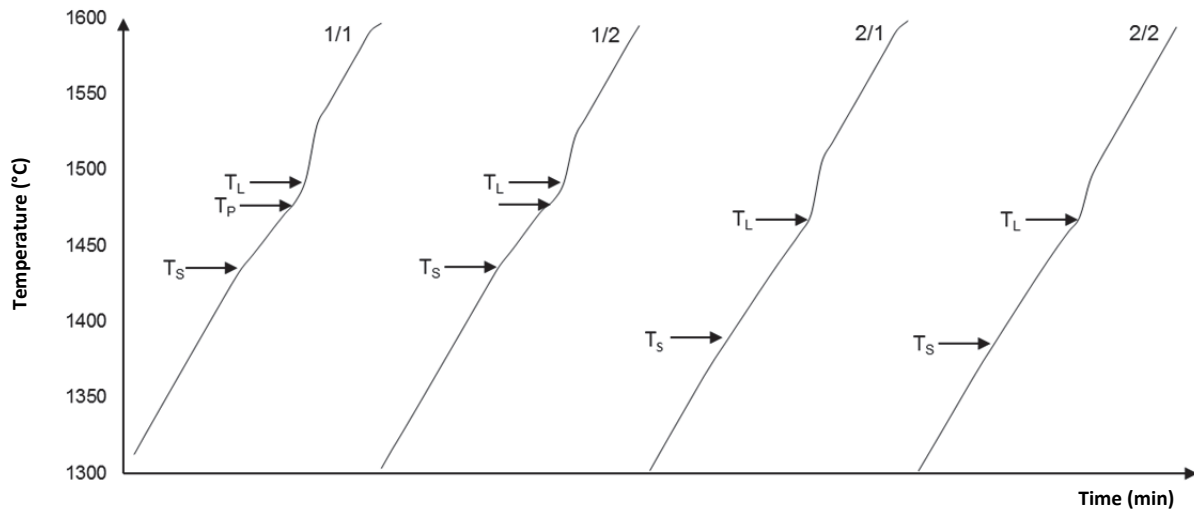


Fig. 3 TA heating curves; steel/cycle; steel grade 1 and 2; 1st and 2nd cycle
Obr. 3 TA křivky ohřevu; jakost/cyklus; ocel jakosti 1 a 2; první a druhý cyklus

For both figures, the curve 1 represents the steel 1 and the curve 2 represents the steel 2. Fig. 3 presents only results obtained by heating process of the steel 1 (curves 1/1, 1/2), and the steel 2 (curves 2/1, 2/2). Tab. 1 presents all the measured and calculated results for both steel grades. Two cycles were performed. Each cycle consisted of heating and cooling step in the high temperature region. All the steps were analysed and significant temperatures were determined, but due to the high standard deviation and variation coefficient, the results from cooling step were excluded. Theoretical calculations were focused on determination of all experimental temperatures obtained by DTA and TA. Calculations in high temperature region corresponded with the experimental results. The low temperature region was calculated only by TC software.

For the low temperature region two important transition temperatures T_E and $T_{\alpha \rightarrow \gamma}$ were evaluated. The experiments in the low temperature range were performed by DTA method only, because the TA method was not suitable for measurements in low temperature region due to the lower distinctiveness of the temperature effects on the heating or cooling curve. It was not possible to determine the temperature of magnetic transition (Currie Temperature), heat effects of phase transitions covered completely each other.

The DTA method for the steel 1 gave the average $T_E = 758 \pm 1$ °C and $T_{\alpha \rightarrow \gamma} = 782$ °C. The calculated results for the steel 1 $T_E = 729$ °C and $T_{\alpha \rightarrow \gamma} = 781$ °C. For the steel 2 the average $T_E = 746 \pm 1$ °C and $T_{\alpha \rightarrow \gamma} = 757 \pm 2$ °C. In comparison with the calculated results $T_E = 717$ °C and $T_{\alpha \rightarrow \gamma} = 739$ °C.

The calculated eutectoid transition of the steel 1 is approx. 29 °C below the measured value, which is the same difference as for the steel 2. The end of α -ferrite to γ -austenite transition for the steel 1 is only 1 °C below the measured value, while for the steel 2 the difference is 18 °C.

In the high temperature region three transition temperatures T_S , T_P and T_L for the steel 1 were obtained, while only T_S and T_L for the steel 2. Peritectic transition was not observed in the steel 2. Also SW's calculations (IDS and TC) confirmed this fact.

On the basis of DTA method the following transition temperatures were determined for the steel 1: $T_S = 1431 \pm 1$ °C, $T_P = 1489$ °C and $T_L = 1492 \pm 1$ °C. TA method determined the following: $T_S = 1435 \pm 2$ °C, $T_P = 1479$ °C and $T_L = 1493$ °C. Using IDS and TC the following was calculated: $T_S = 1437$ °C, $T_P = 1484$ °C, $T_L = 1497$ °C and $T_S = 1440$ °C, $T_P = 1486$ °C and $T_L = 1487$ °C. On the basis of DTA method the following transition temperatures were determined for the steel 2: $T_S = 1363 \pm 1$ °C and $T_L = 1472$ °C. TA method determined the following: $T_S = 1372 \pm 1$ °C and $T_L = 1472 \pm 1$ °C. Using IDS and TC the following was calculated: $T_S = 1383$ °C, $T_L = 1477$ °C and $T_S = 1381$ °C, $T_L = 1478$ °C.

The results in the high temperature region are less clear than in the low temperature region. Both methods, the DTA and TA, report high level of consistency with each other, the difference between all corresponding temperatures is below or equal to 10 °C. In fact, the liquidus difference for both steel grades is below or equal to 1 °C. Therefore it can be assumed, that both methods are comparable and the results are reliable and reproducible.

As for the software, it is not possible to determine only one most precise or closer to the measured results. In the case of solidus, the TC presents better agreement for the steel 2 and worse agreement to the steel 1 compared to IDS. Also the calculated results of solidus by TC and IDS show lower deviation from TA than DTA for both steel grades.

In comparison with the measured values of T_L , the calculated results of the steel 1 by TC are approx. 5 °C below the measured value, while 5 °C above by IDS.

This is the only case, where the software differed by more than 3 °C from each other, if the software reached result at all, or the result was obviously faulty. The calculated T_P of the steel 1 is 3 °C below the measured value.

The differences of theoretical and experimental values might have been caused by Thermo-Calc's calculation due to elements restriction (excluded O, Sn, As, Sb) and equilibrium state of all calculated values. Experimental values were obtained from measurements with real steel and all the measurements were not in complete equilibrium. Also, the difference of heat conductivity of the reference and the sample can be reflected

in shifted transition temperatures, because the sensors were located on the surface of the crucible or the sample, where the temperature can be exceeding the real transition temperature, while most of the volume of the samples volume is yet below the transition temperature.

Also, the difference of heat conductivity of the reference and the sample can be reflected in shifted transition temperatures, because the sensors were located on the surface of the crucible or the sample, where the temperature can be exceeding the real transition temperature, while most of the volume of the samples is yet below the transition.

Tab. 1 Experimental and calculated results (°C)

Tab. 1 Experimentální a vypočtené výsledky (°C)

Method	Evaluation	S1					S2			
		T_E	$T_{\alpha \rightarrow \gamma}$	T_S	T_P	T_L	T_E	$T_{\alpha \rightarrow \gamma}$	T_S	T_L
TC		729	781	1440	1486	1487	717	739	1381	1478
IDS				1437	1484	1497			1383	1477
DTA	Mean Value	758	782	1431	1489	1492	746	757	1363	1472
	Standard Deviation	1	0	1	0	1	1	2	1	0
	Variation Coefficient (%)	0.12	0.00	0.09	0.00	0.08	0.13	0.27	0.06	0.03
TA	Mean Value			1435	1479	1493			1372	1472
Heating	Standard Deviation			2	0	0			1	1
	Variation Coefficient (%)			0.11	0.00	0.03			0.06	0.03
TA	Mean Value			1439	1455	1487			1433	1461
Cooling	Standard Deviation			5	6	0			4	3
	Variation Coefficient (%)			0.33	0.42	0.03			0.27	0.19

Conclusions

Thermal analysis of two real medium carbon steel samples was performed. Phase transition temperatures were obtained for concrete steels and new original experimental data were obtained. The obtained results (temperatures T_E , $T_{\alpha \rightarrow \gamma}$, T_S , T_P and T_L) were refined, compared and verified with theoretical calculations performed using TC and IDS software. Only the DTA method was used for measurement in the low temperature region and only by using TC it was possible to calculate and verify the experimental results from the low temperature region.

It is not possible to determine only one the most precise software or the one closer to the measured results. The calculated solidus results by TC and IDS show lower deviation from TA than DTA for both steel grades. With the exception of one case, the software differed by less than (or was equal to) 3 °C from each other. The TC is considered to be more versatile. The theoretical calculations by Thermo-Calc and IDS software are providing, in some cases, relatively good calculation results, but it is always vital to check the data by an experiment.

All experimental values, show in general high level of consistency and low level of variability. The standard deviation of the results did not exceed 2 °C and variation coefficient did not exceed 0.3 %. It was shown that both thermo-analytical methods used were set correctly; the results are reproducible and comparable. The experimental temperatures obtained by the thermal analysis will be used to optimize production and processing of the analysed steel grades.

Acknowledgements

This paper was created at the Faculty of Metallurgy and Materials Engineering within the Project No. LO1203 "Regional Materials Science and Technology Centre - Feasibility Program" funded by the Ministry of Education, Youth and Sports of the Czech Republic, TAČR project No. TA03011277 and student project SP2016/90.

Literature

- [1] RENATO, M., LAZZARIN, M. N. Energy Efficiency Opportunities in the Production Process of Cast Iron Foundries: An Experience in Italy. *Applied Thermal Engineering*, 90 (2015) 4, 509-520.

- [2] BLECKMANN, M., GLEINIG, J., HUFENBACH, J., WENDROCK, H., GIEBELER, L., ZEISIG, J., DIEKMANN, U., ECKERT, J., KUHN, U. Effect of Cooling Rate on the Microstructure and Properties of FeCrVC. *Journal of Alloys and Compounds*, 634 (2015), 200–207.
- [3] FERRO, R., CACCIAMANI, G., BORZONE, G. Remarks about Data Reliability in Experimental and Computational Alloy Thermochemistry. *Intermetallics*, 11 (2003), 1081–1094.
- [4] ZHI-BIAO, H., JIAN-HUA, L., YANG, H., KANG-WEI, L., YI-LONG, J., JIAN, L. Determination of the Liquidus and Solidus Temperatures of FeCrAl Stainless Steel. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 22 (2015) 11, 1141–1148.
- [5] ŽALUDOVÁ, M., SMETANA, B., ZLÁ, S., DOBROVSKÁ, J., VODÁREK, V., KONEČNÁ, K., MATĚJKA, V., MATĚJKOVA, P. Experimental Study of Fe–C–O Based System below 1 000 °C. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 111 (2013) 2, 1203–1210.
- [6] FAVEZ, D., WAGNIE'RE, J.D., RAPPAPAZ, M. Au–Fe Alloy Solidification and Solid-state Transformations. *Acta Materialia*, 58 (2010), 1016–1025.
- [7] KARGUL, T., WIELGOSZ, E., FALKUS, J. Application of Thermal Analysis Tests Results in the Numerical Simulations of Continuous Casting Process. *Archives of Metallurgy and Materials*, 60 (2015) 1, 221–225.
- [8] ŽALUDOVÁ, M., SMETANA, B., ZLÁ, S., DOBROVSKÁ, J., WATSON, A., VONTOROVÁ, J., ROSYPALOVA, S., KUKUTSCHOVA, J., CAGALA, M. Experimental Study of Fe–C–O Based System above 1 000 °C. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 112 (2013) 2, 465–471.
- [9] JEYAGANESH, B., RAJU, S., MURUGESAN, S., MOHANDAS, E., VIJAYALAKSHMI, M. Study on the Effect of Thermal Ageing on the Specific-Heat Characteristics of 9Cr–1Mo–0.1C (mass%) Steel. *International Journal of Thermophysics*, 30 (2009), 619–634.
- [10] GRYC, K., SMETANA, B., TKADLEČKOVÁ, M., ŽALUDOVÁ, M., MICHALEK, K., SOCHA, L., DOBROVSKA, J., JANISZEWSKI, K., MACHOVCAK, P. Determination of Solidus and Liquidus Temperatures for S34MnV Steel Grade by Thermal Analysis and Calculations. *Metallurgija*, 53 (2014) 3, 295–298.
- [11] CHEN, S. W., HUANG, CH. CH., LIN, J. CH. The Relationship between the Peak Shape of a DTA Curve and the Shape of a Phase Diagram. *Chemical Engineering Science*, 3 (1995) 3, 417–431.
- [12] ALVAREDO, P., MARI, D., GORDO, E. High Temperature Transformations in a Steel-TiCN Cermet. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 41 (2013) 41, 115–120.
- [13] GALLAGHER, P. K. *Handbook of thermal analysis and calorimetry: principles and practice*. 2nd ed. Oxford: Elsevier, 2003, 675 p.
- [14] ANDERSSON, J. O., HELANDER, T., HOGLUND, L. H., SHI, P. F., SUNDMAN, B. THERMO-CALC & DICTRA, Computational Tools for Materials Science. *Calphad*, 26 (2002) 2, 273–312.
- [15] LOUHENKILPI, S., LAINE, J., MIETTINEN, J., VESANEN, R. New Continuous Casting and Slab Tracking Simulators for Steel Industry. *Materials Science Forum*, 762 (2013) 691–698.

Podniková rada ThyssenKrupp vyvíjí tlak

Westdeutsche Allgemeine

10.01.2017

Šéf podnikové rady koncernu ThyssenKrupp Wilhelm Segerath se vyjádřil proti jednostranným ústupkům vůči Tata Steel při fúzi ocelářských divizí. „Nemůžeme souhlasit, že při konsolidaci budou ohroženy jen naše provozy. Jen pouhý pokus vyvolá naše masivní protesty,“ řekl Segerath. Převzetím ztrátových britských provozů Tata Steel nedává sloučení žádný smysl. Segerath se odvolával na snahu Tata Steel najít s britskými odbory řešení pro vysoké penzijní závazky a pro největší ocelárnu v Port Talbot. Management navrhl dosavadní penzijní fond uzavřít a nahradit ho novým modelem. Současně bylo přislíbeno provozovat obě vysoké pece v Port Talbot ještě minimálně po dobu pěti let. Segerath na to říká: „Dostanou-li oni 5 let, budeme my chtít minimálně deset“.

Reformní zápal u ThyssenKrupp

Börsen-Zeitung

20.01.2017

Šéf ThyssenKrupp Heinrich Hiesinger bude na valné hromadě akcionářů čelit kritice, protože přestavba koncernu přešlapuje na místě a slabost vlastního kapitálu je velmi nebezpečná. Jen s velkým úsilím si může podnik dovolit vyplatit akcionářům navržených 85 mil. € (15 centů na akcii). Současně kýžená fúze ocelářské divize s evropskou částí indického koncernu Tata Steel, která by umožnila dekonzolidaci divize a jejích penzijních závazků, nepokračuje dostatečnou rychlostí. To vyvolává kritiku institucionálních investorů, například Union Investment: „ThyssenKrupp je stále ještě kolos na hliněných nohou“. Koncern musí napřít všechny síly na transformaci obchodního modelu a likvidaci zadlužení, aby si zajistil dlouhodobou další existenci. Odvrhnutí ocelářské divize by bylo osvobozujícím odkopem, budoucnost totiž leží v obchodu s technologiemi a ne s ocelí, míní Union Investment. Tento názor šéf koncernu Heinrich Hiesinger plně sdílí, nezbyvá mu však nic jiného, než vyčkat, až Tata Steel oddělí od britské části podniku své penzijní závazky.

Influence of Casting Speed on Solidification of Continuously Cast Round Steel Billets

Vliv licí rychlosti na tuhnutí kruhových plynule odlévaných ocelových předlitků

Ing. Jana Sviželová^{1,2}; doc. Ing. Markéta Tkadlečková, Ph.D.^{1,2}; prof. Ing. Karel Michalek, CSc.^{1,2}; doc. Ing. Karel Gryc, Ph.D.^{1,2}; doc. Ing. Ladislav Socha, Ph.D.^{1,2}

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

² VŠB – Technical university of Ostrava, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, Regional Materials Science and Technology Centre, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Czech Republic

Numerické modelování představuje užitečný nástroj k získání informací týkajících se chování oceli v různých fázích výroby. Metoda numerického modelování hraje nezastupitelnou roli zvláště v metalurgických podmínkách, ve kterých lze jen obtížně získat informace o způsobu tuhnutí kovu. Předkládaná práce představuje základní postup experimentálního studia využívajícího numerické modelování v komerčním simulačním softwaru ProCAST, které je používáno k verifikaci technologie plynulého odlévání. Modelové studium tuhnutí bylo mimo jiné zaměřeno na predikci vzniku středové porozity v plynule litých ocelových předlitcích. Ke vzniku středové porozity dochází na konci metalurgické délky, v místě, kde se stýkají protilehlé fronty tuhnutí a svírají úhel ω . Tvorba středové porozity tedy úzce souvisí s průběhem tuhnutí plynule litých předlitků. Úhel ω se zvětšuje se zkracující se metalurgickou délkou, což se projevuje snížením výskytu porozity. Charakter tuhnutí předlitku lze ovlivnit změnou licí rychlosti. Obvykle je v provozu změna licí rychlosti doprovázena i změnou chlazení jak v primární, tak sekundární zóně. Aby však bylo možné posoudit vliv technologického parametru na změnu sledovaných kvalitativních ukazatelů předlitku, byla během numerického modelování pozměněna pouze licí rychlost při zachování intenzity chlazení. Pozornost byla proto věnována převážně vlivům změny licí rychlosti na metalurgickou délku, s kterou souvisí vznik porozity, ale také na teplotní pole a tloušťku utuhlé povrchové kůry pod krystalizátorem. V souladu s literárními poznatky i výsledky modelování bylo potvrzeno, že s klesající licí rychlostí se zvyšuje podíl utuhlé frakce v předlitku. Zvýšení podílu utuhlé frakce bylo způsobeno prodloužením doby, kterou předlitek strávil v chladicích zónách. Uvedená skutečnost se pozitivně projevila především na zvětšení tloušťky povrchové kůry a zkrácení metalurgické délky. Na základě výsledků metalurgické délky lze usuzovat, že při snížení licí rychlosti dojde ke snížení výskytu středové porozity.

Klíčová slova: ocel; numerické modelování; plynulé odlévání; kruhové předlitky; středová porozita

The aim of this paper is the study of solidification of continuously cast round steel billets, with focus on the centerline porosity formation. This work represents the basic procedure of experimental study using numerical modelling in commercial simulation software ProCAST, which was used to verify the technology of continuous casting of round steel billets. The attention was paid especially to prediction of solidification of continuously cast steel billets and centerline porosity formation related to casting speed. The centerline porosity formation is closely related to the solidification process, especially to the angle formed between the opposite solidification fronts. The angle formed between the solidification fronts increases with shortening of metallurgical length due to reduction of the casting speed. Reduction of the casting speed has therefore possible influence on minimization of the centerline porosity.

Key words: steel; numerical modelling; continuous casting; round billets; centerline porosity

During continuous casting of steel, forming of several internal defects can occur. The cause of these defects can be inappropriate casting conditions, e.g. regulation of casting speed according to casting temperature or incorrectly adjusted secondary cooling, which leads to incorrect solidification of the billet. In the field of continuous casting, phase transformations during which a liquid phase becomes a solid phase, have a significant importance. This phase transformation - solidification -

is characterized by volume change and latent heat production. Solidification has significant importance also on the primary structure and related final mechanical and thermodynamic properties. Steel, as an alloy consisting of Fe, C and other elements, solidifies in a certain temperature range, characterized by distance between the liquidus and solidus temperature. Solidification in the temperature range results in formation of a two-phase region (mushy zone), which

contains liquid and solid phase. [1, 2, 3] During solidification of continuously cast billets the following may coexist:

- Liquid region – its width is constantly decreasing
- Mushy zone – its width depends on the solidification temperature range
- Solidified region – its width is constantly increasing

At the end of metallurgical length (at the end of the liquid core), where the mushy zone is located, due to damming of liquid core, thereby forming an enclosed volume of liquid metal, a centerline porosity formation can occur. After solidification, because of shrinkage of steel, the enclosed volume becomes a cavity. Dam creation largely depends on the angle ω , which forms opposite solidification fronts progressing from the surface of billet to its center. Risk of the centerline porosity formation decreases with the increasing angle ω (Fig. 1a). Increase of the angle ω occurs when metallurgical length (and hence the mushy zone) shortens. Conversely, when the metallurgical length extends, the angle ω decreases (Fig. 1b) and the risk of the porosity formation increases [3]. The centerline porosity creation closely depends on the solidification process of continuously cast billet and on the metallurgical length [1, 4].

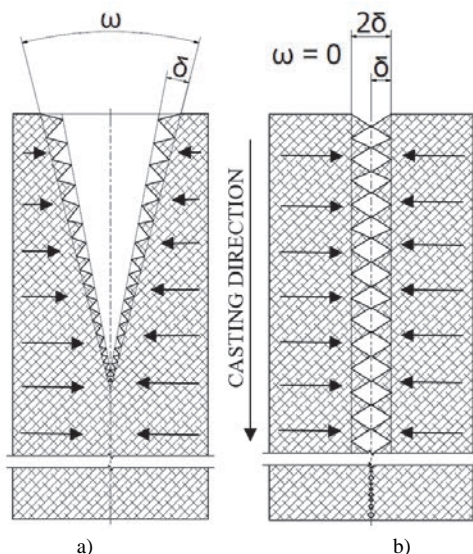


Fig. 1 Solidification conditions a) for minimization of centerline porosity formation; b) supporting centerline porosity formation [3]

Obr. 1 Podmínky pro a) tuhnutí zdravého předlitku; b) tuhnutí předlitku se středovou porozitou [3]

In order to prevent the centerline porosity, it is necessary to determine specific conditions of its formation. For this purpose, effective tool, which avoids the need of expensive and time-consuming plant trials, represents the numerical modelling. Under the metallurgical conditions, it is difficult to obtain information about solidification of continuously cast billets. At this point comes the numerical modelling, which plays an important role, especially in metallurgical processes. Numerical modelling requires

a detailed knowledge about natural processes, e. g. flow, heat transfer, momentum transfer etc. Regarding the temperature field, it is possible to use analytical or numerical methods to solve this problem. [1, 4, 5, 6] Due to the fact that analytical methods lead to complex system of equations, they have only limited use for problems with complex boundary conditions. Numerical methods are based on repeating of simple algebraic operations and it is preferable to use them in combination with complex boundary conditions [7].

This paper has been written in connection with numerical research realized under the conditions of the Department of Metallurgy and Foundry and Regional Materials Science and Technology Centre (RMSTC) at the VŠB-TU Ostrava. The aim of numerical modelling was the study of solidification of continuously cast round steel billets. Attention was paid to the influence of casting speed on the temperature field, solidified shell thickness and metallurgical length. In relation with to the metallurgical length, the centerline porosity dependence on the casting speed was also investigated.

1. Identification of input parameters

Generally speaking, numerical solution of each task is divided into three stages [8]:

- **Pre-processing** – it includes the geometry modelling and process of generation of the computational mesh, and definition of calculation;
- **Processing** – it involves the computation in the solver;
- **Post-processing**: it focuses on evaluation of the results.

For obtaining a default version of the numerical model of solidification of the steel billets in accordance with the real conditions of solidification as accurately as possible, it was important to define correctly the parameters of calculation. The necessary parameters include the following:

- thermodynamic properties of steel (i.e. liquidus and solidus temperatures, thermal conductivity, density, part of solid phase etc.);
- boundary conditions:
 - casting temperature,
 - casting speed,
 - level of steel in mould,
 - difference of temperature of cooling water between the mould inlet and outlet,
 - heat flux along the mould,
 - heat transfer coefficient along the secondary cooling zone,
 - ambient temperature,
- operating conditions (gravity, ambient pressure);
- criteria of convergence, the so-called RUN PARAMETERS or Simulation parameters.

2. Summary of suggested variants for verification

Three variants of solidification of continuously cast round steel billets were simulated. The first variant A introduced the case when the casting speed was set to $v - 0.1 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ and the casting temperature $t_L + 38 \text{ }^\circ\text{C}$ was used, as it is shown in Tab. 1. The second variant B represented a case, in which the casting speed was increased to $v \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ against the variant A. In the last third variant C, the casting speed was further increased to $v + 0.1 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ against the variant A.

Tab. 1 The list of simulated variants

Tab. 1 Přehled simulovaných variant

Variant	Casting Temperature	Casting Speed
	($^\circ\text{C}$)	($\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$)
A	$t_L + 38$	$v - 0.1$
B	$t_L + 38$	v
C	$t_L + 38$	$v + 0.1$

3. Geometry creation

For the purposes of numerical model, a billet geometry was created. Numerical simulations were carried out in one symmetrical half of the billet, which included mould section, whole radial part of the billet and 5 m from the straight end part of the billet. Total length of the billet geometry was 22 m. With consideration of computational possibilities of ProCAST, a simplification of billet geometry was necessary. Computational method and mesh creation also required simplification of the mould taper to a uniform diameter. Due to the fact that flow calculation was neglected, submerged entry nozzle reaching under a molten steel surface in the mould was also neglected. Computational mesh (Fig. 2) was created from hexa- and wedge elements, the finite number of which reached approx. 400 000. Due to reduction of computational time only one symmetrical half of the billet geometry was used, as it was already mentioned.

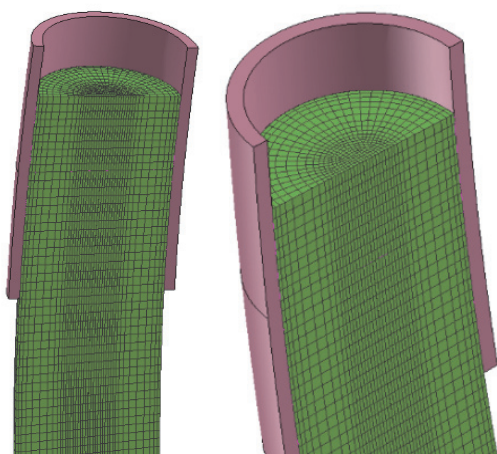


Fig. 2 Computational mesh – detailed view

Obr. 2 Detailní pohled na výpočetní síť předlitku

4. Definition of numerical model

Correct setting of numerical model requires definition of initial and boundary conditions. Initial and boundary conditions of numerical model of continuous casting includes direction of gravity, ambient temperature and pressure, casting speed and temperature, heat losses from billet surface in the mould and in the secondary cooling zone. The main mechanism of heat transfer from billet is conduction. However, convection and radiation play an important role in the field of boundary conditions, in particular, convection and radiation.

The boundary conditions, such as casting speed and casting temperature, were defined according to the plant data. The ambient temperature was 298 K. The level of the steel in the mould was 80 % from the height of the mould. [9] The temperature difference between the inlet and outlet of cooling water in the mould was 12 K. The gravity was $9.81 \text{ m}\cdot\text{s}^{-2}$. The standard pressure was considered to be 101 325 Pa.

Also, thermodynamic parameters play an important role, especially in the processing phase. These parameters are substitute to Fourier-Kirchhoff solidification equations, computed for all mesh elements and they thus may affect the quality of the simulation results [10]. Based on chemical composition (see Tab. 2), thermodynamic properties of steel were computed using the integrated thermodynamic database CompuTherm, which is a part of ProCAST software [11, 12].

Tab. 2 Chemical composition of steel grade (wt. %) [13]

Tab. 2 Chemické složení oceli (hm. %) [13]

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
min	0.30	-	0.60	-	-	0.90	0.15
max	0.37	0.40	0.90	0.035	0.035	1.20	0.30

In order to capture the influence of casting speed, the same casting temperature and intensity of heat losses for all three variants were set. Similarly, it was made also in the case of other technological parameters, such as meniscus position, cooling water flow and temperature. Accordingly, during simulations only casting speed was changed and all the other parameters were considered to be constant. Surface temperatures were used for an assessment of approximate heat transfer coefficients.

Heat transfer in the primary and secondary zones were defined through the boundary condition *heat*, which allowed definition of heat transfer between the domain surface and ambient atmosphere. To this boundary condition, it was possible to assign an appropriate heat transfer coefficient between the domain surface and ambient atmosphere and ambient temperature, which influence conditions of surface cooling.

In the primary zone a casting powder and a gas gap were located between the mould and billet surface and they had a significant impact on the heat transfer

coefficients values along the height of the billet. Heat transfer through casting powder and gas gap was defined by *heat flux* user function during setting of heat boundary condition. Heat transfer in the secondary zone was set similarly by using *HTC* user function.

For simulation, the travelling boundary algorithm was used. Numerical solution of the mathematical model of solidification of the continuously cast steel strand was performed using the finite element method.

5. Results and discussion

Numerical results were evaluated in post-processor of the ProCAST software – Visual Viewer. Especially, temperature fields on the billet surface were evaluated using the temperature profiles and graphical outputs. Also, the casting shell thicknesses at the end of the mould and metallurgical lengths were compared.

5.1 Temperature field

Visualization of the billet surface temperature field of all variants is shown in Fig. 3.



Fig. 3 Billets temperature field (from the left to right A, B, C)
Obr. 3 Teplotní pole předlitků (zleva doprava A, B, C)

Fig. 4 shows the detailed view of temperature field in the mould region Fig. 5 shows the billet surface temperature profiles in dependence on the casting time (which represents the casting speed) of all three simulated variants. As it can be seen, with decrease of the casting speed, the billet surface temperature decreases. This phenomenon was caused by the fact that with the decreasing casting speed, the time that billet spent in the cooling zones was increased. Due to longer time spent in the cooling zones, more heat from the billet was dissipated and resulted in lower surface temperature.

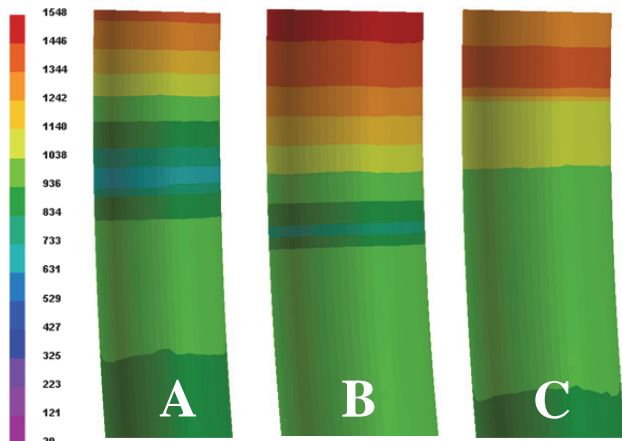


Fig. 4 Temperature field of simulated variants in the mould region
Obr. 4 Teplotní pole simulovaných variant v oblasti krystalizátoru

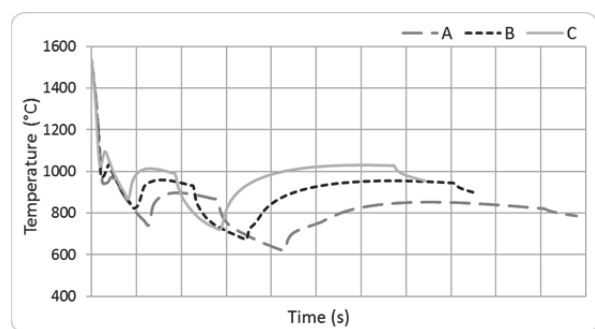


Fig. 5 Computed billet surface temperature profiles
Obr. 5 Vypočtené povrchové teplotní křivky předlitků

5.2 Shell thickness

With the use results of part of solid phase, the shell thickness was evaluated. The shell thickness was measured at the end of the mould. The position of measurement is indicated by dashed line in Fig. 6. Dependence of the shell thickness on the casting speed is represented in Fig. 7. It was manifested that when the time the billet spent under cooling increased (it means decrease of the casting speed), it resulted in larger amount of fraction solid. With the decrease of the casting speed, the shell thickness increased.

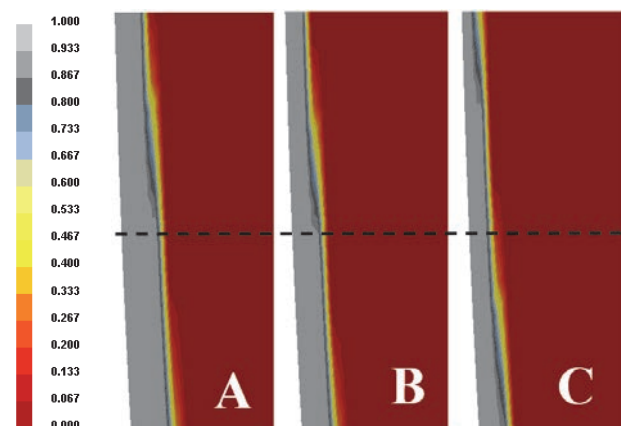


Fig. 6 Results of part of solid phase – Shell Thickness (measurement position is indicated by dashed line)

Obr. 6 Výsledky Fraction Solid – Tloušťka licí kůry (pozice měření je vyznačena čárkovaně)

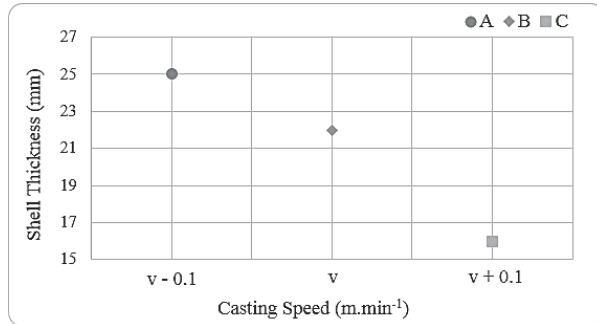


Fig. 7 Shell thickness dependence on the casting speed
Obr. 7 Tloušťka licí kůry v závislosti na licí rychlosti

In the past, several equations for calculation of the shell thickness were derived. Shell thickness was frequently calculated using the equation (1), which was the most general of the mentioned ones [14].

$$d = 22,86 \cdot \sqrt{t} - 3,05 \quad (1)$$

where t - time (min).

The equation (2) includes also solidification constant k . The solidification constant depends on cross-section of the billet, superheating of steel, chemical composition and cooling rate [3, 14]. The value of the solidification constant was determined by interpolation from the temperature dependence.

$$d = k \cdot \sqrt{t} \quad (2)$$

where k - solidification constant ($\text{mm} \cdot \text{min}^{-1/2}$),
 t - time (min).

The equation (3) takes into account variation of the casting speed in dependence on the steel grade, mould dimensions and water flow rate in the mould [14]. This equation was primarily designed for calculation of slab shell thickness. For the purposes of this paper, instead of the product of mould walls dimensions ($a \cdot b$), which express the cross-section of the slab, the cross-section of the round billet was used.

$$d = \frac{\rho_w \cdot c_w \cdot G \cdot \Delta t}{\rho_s \cdot L \cdot l \cdot v + v \cdot a \cdot b \cdot \rho_s \cdot \Delta t \cdot c_s} \quad (3)$$

where ρ_w - water density ($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$),
 c_w - water specific heat ($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$),
 G - mould water flow rate ($\text{m}^3 \cdot \text{s}^{-1}$),
 Δt - difference between temperature at the inlet and outlet of the mould (K),
 ρ_s - steel density ($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$),
 L - latent heat of solidification ($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1}$),
 l - diameter of the billet (m),
 v - casting speed ($\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$),
 $a \cdot b$ - mould cross-section (m^2),
 c_s - steel specific heat ($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$).

Comparison of the calculated values according to the equations (1) – (3) and the results of numerical model (NM) of shell thickness were carried out. The results are

shown in Fig. 8. It could be said that the best match between the measured and computed values of the shell thickness were achieved by the results calculated by the equation (1). However, even in this case, deviation of the calculated values differed by up to 4.3 mm from the results of numerical model. The most significant deviation between the results of numerical model and computation show the values calculated by the equation (3). Discrepancies between the results of numerical model and the calculated values could be related to the fact that the equation (3) was primarily derived for calculation of slabs shell thickness. If the area of rectangular mould ($a \cdot b$) was replaced by the area of circle mould, the computed shell thickness was probably over-dimensioned.

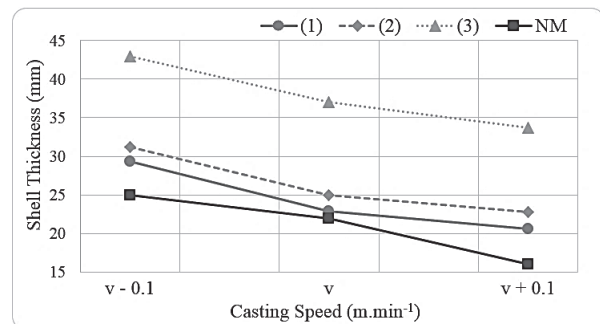


Fig. 8 Comparison of calculated and measured values of the shell thickness

Obr. 8 Srovnání vypočtených a naměřených hodnot tloušťky licí kůry

5.3 Metallurgical length

Fig. 9 represents illustration of metallurgical length results, which were obtained using part of solid phase. In the case of metallurgical length also influence of the casting speed or of the time spent in cooling zones has been reflected. With the decrease of the casting speed, the time of billet spent under cooling increased, which resulted in larger amount of part of solid phase and shorter metallurgical length (see Fig. 10).

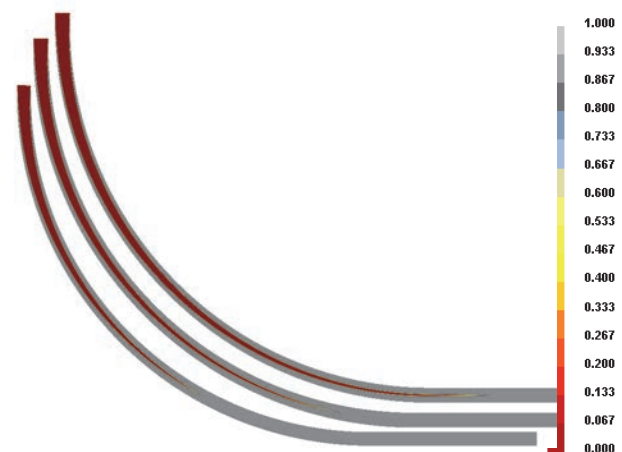


Fig. 9 Billets metallurgical length (from bottom A, B, C)
Obr. 9 Metalurgická délka předlitků (od spodu A, B, C)

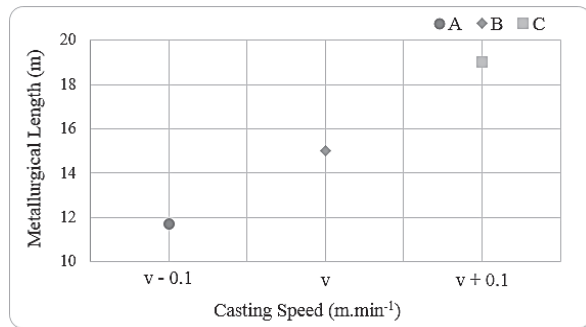


Fig. 10 Dependence of metallurgical length on the casting speed
Obr. 10 Závislost metalurgické délky na líc rychlosti

Conclusions

Numerical simulations of solidification of continuously cast round steel billets were carried out. During simulations, temperature field, metallurgical length and shell thickness were computed. It was found out, that with the decrease of the casting speed:

- the surface temperature of billet decreased;
- the shell thickness increased;
- the metallurgical length shortened.

The mentioned conclusions are in good agreement with the literature knowledge. In terms of minimizing formation of the centerline porosity in continuously cast round steel billets, casting with lower casting speed could be recommended. As it was already explained in the introduction, the centerline porosity formation is related to the metallurgical length (and therefore to the casting speed) of continuously cast billets. Thus, decrease of probability of billet centerline porosity formation with the decrease of casting speed can be expected. In accordance with this results it can be said that in the case of variant A (from the above variants) the occurrence of the centerline porosity is the least likely. Further detailed analysis of solidification of the continuously cast round steel billets will be focused on this issue.

Acknowledgement

The work was created with the support of projects of the Student Grant Competition Nos. SP2017/57 and SP2017/58.

This paper was created within the project No. LO1203 "Regional Materials Science and Technology Center – "Feasibility Program" funded by the Ministry of Education, Youth and Sports of the Czech Republic.

References

- [1] BŮHM, Z. *Plynulé odlévání oceli [Continuous casting of steel]*. Praha: SNTL, 1992, ISBN 80-03-00661-9.
- [2] GHOSH, A., CHATTERJEE, A. *Ironmaking and steelmaking: theory and practice*. New Delhi: PHI Learning, 2011. ISBN 978-81-203-3289-8.
- [3] PŘIBYL, J. *Řízené tuhnutí ocelových odlitků [Controlled solidification of steel castings]*. Praha: SNTL, 1986.
- [4] ŠMRHA, L. *Tuhnutí a krystalizace ocelových ingotů [Solidification and crystallisation of steel ingots]*. Praha: SNTL, 1983. ISBN 182664-14825/83.
- [5] ČARNOGURSKÁ, M. *Základy matematického a fyzikálního modelování v mechanice tekutin a termodynamice [Basis of mathematical and physical modelling in mechanics of liquids and thermodynamics]*. Košice: TU Košice, Faculty of Mechanical Engineering, 2000, 176 pp.
- [6] PŘÍHODA, M., MOLÍNEK, J., PYSZKO, R. Simulace procesu tuhnutí a chlazení kruhového předlitku. In *METAL 2004: 13th International Metallurgical Conference*. Ostrava: TANGER, 2004.
- [7] DITTEL, D. *Numerický model tuhnutí kruhového předlitku [Numerical model of solidification of round billet]*. (Dissertation) VŠB – TU Ostrava, 2010.
- [8] TKADLEČKOVÁ, M. et al. Study of solidification of continuously cast steel round billets using numerical modelling. *Archives of Metallurgy and Materials*. 61 (2016) 1, 221–226. ISSN 1733-3490.
- [9] SVIŽELOVÁ, J., VÁLEK, L. *Identifikace parametrů pro numerické modelování tuhnutí sochorů kul. 400 mm [Identification of parameters for numerical modelling of solidification of billets]* (Partial report on the research task No. H-03-103/931 and TAČR project reg. No. TA03011277) Ostrava-Kunčice, 2015.
- [10] MAZUMDAR, D., EVANS, W. J. *Modelling of steelmaking processes*. Boca Raton: CRC Press, 2010. ISBN 978-1-4200-6243-4.
- [11] ČARNOGURSKÁ, M., DRÁBKOVÁ, S. *Numerické modelování proudění – FLUENT I. [Numerical modelling of flow – FLUENT I.]*, VŠB – TU Ostrava, 2003, Syllabi available at (<http://www.338.vsb.cz/seznam.htm>).
- [12] ProCAST 2006, User manual. 2009 ESI Group.
- [13] FÜRBAACHER, I., MACEK, K., STEIDL, J. *Lexikon technických materiálů se zahraničními ekvivalenty*, sv. 3. Praha: Dashöfer, c1998-2006. ISBN 80-86229-02-5.
- [14] MIŁKOWSKA-PISZCZEK, K. et al. The Methods of Calculating the Solidifying Strand Shell Thickness in a Continuous Casting Machine. *Archives of Materials Science and Engineering*, 57 (2012) 75–79. ISSN 1897-2764.

Výrazné oživení přišlo na podzim

Focus Rostfrei

02.01.2017

S dobrými 51 000 tunami nových zakázek německých výrobců nerezových, kyselinovzdorných a žáruvzdorných ocelí v říjnu 2016 zažila výroba ušlechtilých ocelí výrazné oživení. Podle posledních statistik se objem zakázek v říjnu zvýšil o téměř 12 % oproti předcházejícímu měsíci. Celkově ovšem zůstává rok 2016 o dobrých 5 % za předcházejícím rokem.

Study of Phosphate Retention on Model of Amorphous Blast Furnace Slags

Studium retence fosfátů na modelových amorfních vysokopecních struskách

Ing. Huczala Radim¹; doc. RNDr. Kostura Bruno, Ph.D.¹; Dr. Ing. Dalibor Matýšek²

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

² VŠB – Technical University of Ostrava, Institute of Geological Engineering, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Czech Republic

The sol-gel method was chosen for the preparation of model amorphous blast furnace slag (SG). The amorphous structure of the prepared slag was verified by X-ray diffraction and the specific surface was determined using S^{BET} . Model slag was tested as a sorbent of phosphates from water solutions. The obtained results were compared with the results of the real blast furnace slag of the same composition (BFS). It was found that phosphate retention was accomplished by the same mechanisms as in the case of BFS. The higher value of theoretical adsorption capacity of the model slag, which was 44.05 mg P/g, was caused by a different method of preparation. It turned out that the sol-gel method was suitable for the efficient preparation of model slags of desired composition. The existence of the hydroxyapatite phase (HAp) in the adsorbent product was proven by the FTIR analysis. The main retention mechanism is probably the precipitation of Ca-phosphates. The sections of the phase diagram of the CaO-Al₂O₃-SiO₂ system were prepared by the sol-gel method in order to assess the influence of acid-base properties on the adsorption capacity of slags. Excellent linear dependence of the theoretical adsorption capacity of phosphorus on the optical basicity of model slags was found that enabled an estimation of their sorption capacity.

Key words: Phosphate sorption; sol-gel method; blast furnace slag

Metoda sol-gel byla zvolena pro přípravu modelové amorfní vysokopecní strusky (SG). Amorfní struktura připravené strusky byla ověřena RTG difrakcí, pomocí S^{BET} byl stanoven její specifický povrch. Modelová struska byla testována jako sorbent fosfátů z vodných roztoků. Získané výsledky byly porovnány s výsledky reálné vysokopecní strusky (BFS) stejného složení. Bylo zjištěno, že kinetika sorpce fosforu se u obou strusek řídí modelem pro reakce pseudodruhého řádu a adsorpční data lze proložit Langmuirovou adsorpční izotermou. U obou strusek tedy lze předpokládat stejné retenční mechanismy. Vyšší teoretická adsorpční kapacita strusky SG, která činila 44,05 mg P·g⁻¹, je způsobena rozdílným způsobem výroby. Ukázalo se, že sol-gel metoda je vhodným prostředkem pro rychlou a energeticky méně náročnou přípravu modelových vysokopecních strusek požadovaného složení. Pomocí FTIR analýzy byla v adsorpčním produktu vzorku SG prokázána existence hydroxyapatitové fáze (HAp). Hlavním retenčním mechanismem je zřejmě precipitace Ca-fosfátů. Pro studium vlivu acidobazických vlastností vysokopecních strusek na jejich adsorpční schopnosti byly stejnou metodou připraveny vzorky strusek v řezu CaO:SiO₂ = 1 fázovou soustavou CaO-Al₂O₃-SiO₂. Strusky byly charakterizovány hodnotami optických bazicit a testovány jako sorbenty fosfátů. Pro každý vzorek byla stanovena teoretická adsorpční kapacita. Byla nalezena velmi těsná lineární závislost teoretické adsorpční kapacity fosforu na optické bazicitě modelových strusek, která umožňuje odhad jejich sorpčních schopností.

Klíčová slova: sorpce fosfátů; metoda sol-gel; vysokopecní struska

Human activity leads to a paradoxical phenomenon. Massive use of phosphates in the production of commercial fertilizers, detergents and cleaners causes depletion of their natural resources. On the other hand, increasing the phosphate content in waste waters causes progressive eutrophication of surface waters. These facts lead to search and development of technologies enabling an efficient recycling of the phosphorus. One option of obtaining phosphorus in the form of phosphates is the use of adsorption processes for treatment of industrial wastewaters. Thus, blast furnace slags (BFS) appear as promising sorbents. This is illustrated by the paper [1], according to which the

achieved phosphate removal efficiency from wastewater was 96.15 %. The process of two-stage selective adsorption of Cu (II) and phosphate from aqueous solutions is described in the paper [2].

Slag is an oxide system primarily composed of Ca(II), Mg(II), Al(III) a Si(IV), i.e. elements commonly found in the soil system. Hence, the adsorption product can be used after appropriate treatment as phosphate fertilizer. For this purpose it is necessary to know the mechanisms and forms, in which the phosphates are bound on the slag surface. Findings vary in these cases. For example, sorption mechanisms are described by various types of

isotherms [1 – 6]. For example, physical adsorption and Ca-P precipitation [7 – 9] were reported as the main mechanism of phosphate removal from aqueous solutions. The dominant retention mechanism is usually caused by various factors, such as composition, structure of a slag, duration of adsorption [10] and pH of a solution [11]. In the paper [8], the dependence between the adsorption capacities of crystalline and amorphous slags and equilibrium pH values, and also linear dependence between the adsorption capacities of slags and the ANC_{3,8} (acid neutralizing capacity) values was found.

Preparation of samples of blast furnace slags plays an important role in the research of adsorption capacities of BFS. Model slags of the desired composition can be prepared in conventional manner by melting a mixture of the appropriate oxides or carbonates at temperatures of 1500 – 1600 °C [12]. Disadvantages of these methods are their considerable energy demands and higher requirements to the equipment. The sol-gel method represents an alternative approach. This method is used especially for the preparation of glasses with various content of oxides. In particular, the following glass ceramics are included CaO-B₂O₃-SiO₂ [13], CaO-P₂O₅-SiO₂ [14], SiO₂-CaO-MgO-P₂O₅ [15] or SiO₂-Al₂O₃-CaO-CaF₂ [16]. The papers that deal only with the systems CaO-Al₂O₃-SiO₂ and CaO-MgO-Al₂O₃-SiO₂ are not common. The sections of the phase diagram of the CaO-SiO₂-Al₂O₃ system in the blast furnace slag region were not prepared by this method.

The aims of this work are to verify the usage of sol-gel method for the preparation of the model blast furnace slags, to study the retention mechanisms of phosphates from water solutions using this model of slags prepared as a cross-section of phase diagram of the CaO-Al₂O₃-SiO₂ system.

1. Experimental

1.1 Samples

The model of the blast furnace slag (SG) and several slag samples (SG-01 to SG-05) in the line CaO:SiO₂ = 1 of the phase diagram of CaO-Al₂O₃-SiO₂ system were prepared by the sol-gel method according to the paper [17]. Composition of all slag samples is shown in Tab. 1.

Tab. 1 Composition of prepared sorbents (mol. %)

Tab. 1 Složení připravených sorbentů (mol. %)

Compound	CaO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	MgO
SG	34.32	4.69	43.31	17.68
SG01	50.00	00.00	50.00	0.00
SG02	48.00	04.00	48.00	0.00
SG03	42.00	16.00	42.00	0.00
SG04	39.00	22.00	39.00	0.00
SG05	33.33	33.33	33.33	0.00

Corresponding hydrated nitrates were used as sources of CaO, MgO and Al₂O₃, tetraethyl orthosilicate (TEOS) served as a source of SiO₂. All used chemicals were of p.a. purity. The metal salts were dissolved in demineralized water, TEOS in absolute alcohol. TEOS solution was added under stirring to an aqueous solution of salt respecting the ratio of TEOS: ethanol: water 1: 2.5: 5. The resulting solution was stirred for 2 hours at 250 rev / min at room temperature and subsequently evaporated in the oven at 80 °C for 24 hours. The resulting gel was calcined for four hours at temperature of 700 °C. Grain sizes of prepared samples were adjusted by grinding and sieving under 0.1 mm.

1.2 Measurement of the adsorption kinetics

Series of suspensions containing 0.5 g of sorbent and 100 cm³ of phosphate at the concentration of 500 mg (PO₄)/l was prepared in order to determine the adsorption kinetics of phosphates. Suspensions were vigorously shaken, subsequently left unused for an appropriate time (1, 3, 8, 24, 72 and 120 hours) and then filtered. The residual phosphorus contained in the filtrate was determined by spectrophotometry. The obtained data were analyzed using a kinetic model of the pseudo-second order reaction. The mathematical form of the pseudo-second order kinetic equation is

$$\frac{dQ_t}{dt} = k (Q_e - Q_t)^2 \quad (1)$$

where Q_e and Q_t (mmol·g⁻¹) are equilibrium and actual (at time t) amounts of adsorbed phosphorus, respectively.

1.3 Static batch experiments

A series of suspensions containing 0.5 g of sorbent and 100 cm³ of phosphate solution ($c = 100, 300, 500, 750$ and 1000 mg (PO₄)/l) was prepared for the evaluation of the theoretical adsorption capacity of slag samples and construction of their adsorption isotherms. The suspensions were left unused for 5 days and they were vigorously shaken once every 24 hours. The suspensions were then filtered and the residual phosphorus contained in the filtrate was determined by means of spectrophotometry. The acquired data were analyzed using the Freundlich and Langmuir adsorption isotherm model. The theoretical adsorption capacities were calculated for all slag samples.

The Freundlich isotherm equation in the linearized form is

$$\ln Q_e = \ln K_F + (1/n)\ln c_e \quad (2)$$

where K_F is the Freundlich constant and n is the exponent.

The Langmuir isotherm was used in this mathematical form

$$c_e/Q_e = 1/K_L + c_e/Q_m \quad (3)$$

where Q_e ($\text{mg}\cdot\text{g}^{-1}$) is the equilibrium adsorption capacity of phosphorus, c_e is the equilibrium concentration of the adsorbed matter, K_L is the Langmuir constant and Q_m is the Langmuir adsorption maximum.

1.4 Measuring techniques and apparatus

X-ray diffraction analysis of the rehydrated samples was performed by a fully automated diffractometer URD-6 (Rich. Seifert-FPM, Germany) operating at: radiation $\text{CoK}\alpha$, 40 kV, 35 mA. The obtained data were digitalized using the RayfleX Software (RayfleX ScanX a RayfleX Analyze, version 2.289). The specific surface area of the SG sample was measured by S^{BET} method using the instrument Sorptomatic 1990 ThermoFinnigan, Italy. Phosphorus was determined spectro-photometrically as phosphomolybdenum blue on a UV spectrophotometer (UV-1800 Shimadzu, Japan). The pH measurements of the solutions were carried out by a pH meter InoLab pH Level 1, (WTW Weilheim, Germany). The mid-FTIR spectra were recorded using the ATR technique on an FTIR spectrometer (Nicolet NEXUS 470, ThermoScientific USA) in the mid-IR region ($4000 - 400 \text{ cm}^{-1}$) at room temperature with the resolution of 4 cm^{-1} and at 64 scans.

2. Results and discussion

The model of amorphous blast furnace slag (SG) was prepared by the sol-gel method. The amorphous structure of the sample was confirmed by X-ray diffraction (Fig. 1).

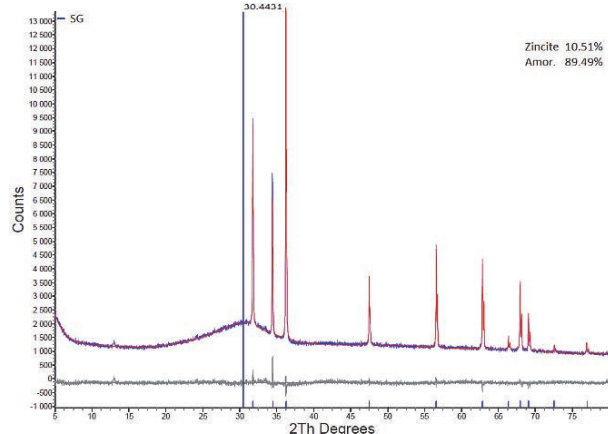


Fig. 1 X-ray diffraction record of the SG sample
Obr. 1 Záznam RTG difrakce vzorku SG

The active surface area was determined using S^{BET} method and the result was compared with the real BFS of the same composition. The active surface area was at the SG sample $40.42 \text{ m}^2\cdot\text{g}^{-1}$, at the BFS only $1.57 \text{ m}^2\cdot\text{g}^{-1}$. Differences in the surface area were caused by the method of preparation.

The SG sample was then tested as a sorbent of phosphates from water solutions. The achieved results were again compared with the results for BFS (Tab. 2).

Tab. 2 Comparison of the results of adsorption experiments with SG and BFS slags

Tab. 2 Srovnání výsledků adsorpčních testů strusek SG a BFS

Sample	Pseudo-second order kinetic			Langmuir isotherm		
	R^2	k ($\text{g}\cdot\text{mmol}^{-1}\cdot\text{h}^{-1}$)	Q_E ($\text{mmol}\cdot\text{g}^{-1}$)	R^2	Q_m ($\text{mg P}\cdot\text{g}^{-1}$)	K_L ($\text{dm}^3\cdot\text{g}^{-1}$)
SG	0.999	2.482	0.908	0.991	44.05	13.85
BFS	0.999	6.593	0.249	0.995	14.90	0.97

It has been found that the phosphate adsorption on SG and BFS is controlled by pseudo-second order kinetics and that it could be characterized by the Langmuir isotherm. It can be assumed that the retention of phosphates on SG is realized by the same mechanisms as in the case of BFS. The adsorption capacity of the model sample SG was $44.05 \text{ mg P}\cdot\text{g}^{-1}$. The higher adsorption capacity of the SG compared to BFS is associated with the larger free surface of the sample SG.

Comparison of the FTIR spectra of the original sample SG and the same sample after adsorption of phosphates (SG-P) was made in order to determine the forms of adsorbed phosphate. Fig. 2 shows the achieved results. A broad adsorption band at the frequency of 989 cm^{-1} was identified in SG sample, which was related to vibrations of Si-O bonds in the SiO_4 tetrahedron and bond vibrations of Si-O-Al in aluminosilicates [18, 19]. A small distinct band at the frequency of 510 cm^{-1} can be attributed to O-Si-O bonds in aluminosilicates [19]. A dominant band at the frequency of 1043 cm^{-1} is apparent from the FTIR record of SG-P, which overlaps the original broad band of silicates and aluminosilicates. This peak can be assigned to calcium phosphates precipitated in the form of hydroxyapatite (HAP) [20]. A small band at the frequency of 557 cm^{-1} also corresponds to the O-P-O bond vibrations in phosphates, which appear in the low frequency region [21]. Bands at the frequencies of 1658 and 1426 cm^{-1} in both records conform to molecular H_2O or CO_3 group in carbonates [22]. Water and CO_2 in the form of carbonates were incorporated into SG slag during preparation.

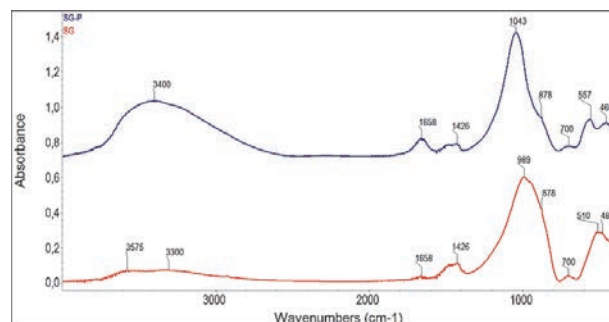


Fig. 2 FTIR spectra of SG and SG-P after phosphate adsorption
Obr. 2 FTIR spektra SG a SG-P po adsorpci fosfátů

A series of samples (SG01 to SG05) corresponding to the line $\text{CaO}:\text{SiO}_2 = 1$ of the phase diagram of the $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ system was prepared in order to assess

the influence of acid-base properties of model slags on the phosphate retention from aqueous solutions (Fig. 3).

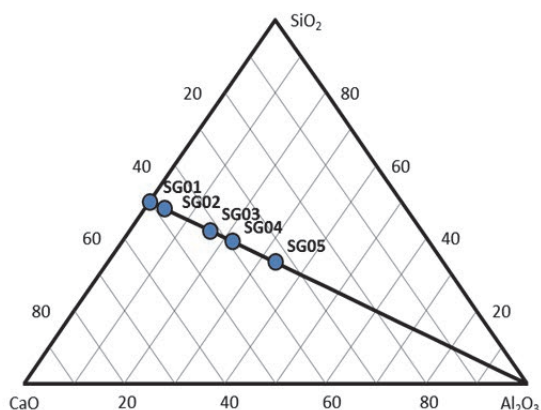


Fig. 3 The phase diagram of the CaO-SiO₂-Al₂O₃ system with marked slag samples

Obr. 3 Fázový diagram soustavy CaO-Al₂O₃-SiO₂ s vyznačenými vzorky strusek

Quantitative scale of the Lewis basicity, i.e. optical basicity Λ , is used for characterization of the acid-base properties in oxide melts. For any oxide system it can be calculated as follows

$$\Lambda = \frac{\sum x_i n_i \Lambda_i}{\sum x_i n_i} \quad (4)$$

where x_i is the mole percentage, n_i is the number of oxygen atoms in the molecule and Λ_i is the optical basicity of appropriate oxide [23]. The optical basicity was used for characterization of prepared sol-gel slag samples. The theoretical adsorption capacity for each sample of the particular section was determined by means of the Langmuir adsorption isotherm. An excellent linear dependence ($R^2 = 0.9794$) was found between the adsorption capacities and optical basicities of slags (Fig. 4). Figure shows that the linear relationship can be applied not only to cross-section points but also for model slag SG. The observed linearity between optical basicities and adsorption capacities enables making of an estimation of the retention capacity of slags having comparable active surface area size.

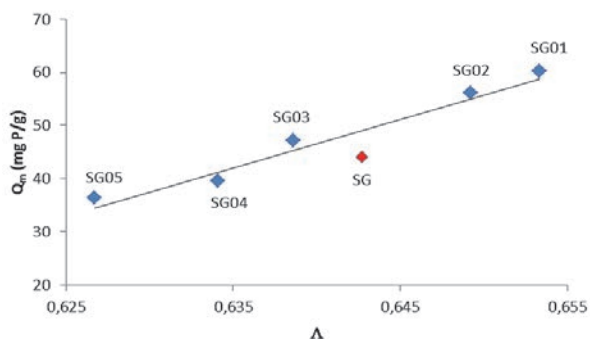


Fig. 4 Dependence of the adsorption capacity of the slag samples on their optical basicity

Obr. 4 Závislost adsorpčních kapacit vzorků strusek na jejich optické bazicitě

Conclusions

The sol-gel method was chosen for the preparation of model samples of amorphous blast furnace slags (SG). The slags prepared by this method were tested as sorbents of phosphates from aqueous solutions. It was found that the sorption kinetics and very sorption of phosphates can be characterized and evaluated by the same model apparatus as in the case of real slags. The phosphates retention on model slags is therefore carried out by the same mechanisms. The sol-gel method showed good results in preparation of model slags of the desired composition. The higher adsorption capacity of model slags is given by their greater active surface area, which is associated with a different preparation method of slag at a significantly lower temperature. Surface precipitation of Ca-phosphates, especially hydroxyapatite appears to be the main retention mechanism. The influence of acid-base properties of blast furnace slags on the phosphate retention was carried out on the model samples prepared according to the line CaO:SiO₂ = 1 of the phase diagram of CaO-Al₂O₃-SiO₂ system. A linear relationship between the adsorption capacities of slags and their optical basicities was found enabling an estimation of the retention abilities of the slags.

Acknowledgement

The work was realized thanks to financial support of specific researches SP 2016/77 and SP 2016/103.

References

- [1] RAGHEB, S. M. Phosphate removal from aqueous solution using slag and fly ash. *HBRC Journal*, 9 (2013), 270–275.
- [2] KOHUTOVÁ, H., KOSTURA, B., KUKUTSCHOVÁ, J., MATÝSEK, D. Oxyhumolite influence on adsorption and desorption of phosphate on blast furnace slag in the process of two-stage selective adsorption of Cu(II) and phosphate. *Chemical Papers*, 68 (2014) 6, 766–773.
- [3] AGYEI, N.M., STRYDOM C.A., POTGIETER J.H. The removal of phosphate ions from aqueous solution by fly ash, slag, ordinary Portland cement and related blends. *Cement and Concrete Research*, 32 (2002), 1889–1897.
- [4] SAKADEVEN K., BAVOR, J. Phosphate adsorption characteristics of soils, slag and zeolite to be used as substrates in constructed wetland systems. *Water research*, 32 (1998), 393–399.
- [5] OGUZ, E. Thermodynamic and kinetic investigations of PO₄³⁻ adsorption on blast furnace slag. *J. Colloid Interface Sci.*, 281 (2005), 62–67.
- [6] LEE, S. H., VIGNESWARAN, S., BAJRACHARYA, K. Phosphorus transport in saturated slag columns. *Water Science and Technology*, 34 (1996), 153.
- [7] JOHANSSON, L., GUSTAFSSON, J.P. Phosphate removal using blast furnace slags and opoka – mechanisms, *Water research*, 34 (2000), 259–265.
- [8] KOSTURA, B., KULVEITOVÁ, H., LEŠKO, J. Blast furnace slags as sorbents of phosphate from water solutions. *Water Research*, 39 (2005), 1795–1802.
- [9] Sheng-gao LU, BAI Shi-qiang, SHAN Hong-dan. Mechanisms of phosphate removal from aqueous solution by blast furnace slag and steel furnace slag. *Journal of Zhejiang University Science A*, 9 (2008) 1, 125–132.

- [10] YANG Jian, WANG Su, LU Zhibo, LOU Shanjie. Converter slag-coal cinder columns for the removal of phosphorous and other pollutants. *Journal of Hazardous Materials*, 168 (2009), 331–337.
- [11] LEE, S. H., VIGNESWARAN, S., CHUNG, Y. A. Detailed Investigation of Phosphorus Removal in Soil and Slag Media. *Environmental Technology*, 18 (1997) 7, 699–709.
- [12] HWA-JUN, L., SANG-WOO, K., SUNG-SOO, R. Sintering behavior of aluminum nitride ceramics with MgO-CaO-Al₂O₃-SiO₂ glass additive. *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 53 (2015), 46–50.
- [13] WANG, M., ZUO, R., JIN, J., SU, S., ZHAI, J. Investigation of the structure evolution proces in sol-gel derived CaO-B₂O₃-SiO₂ glass ceramics. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 357 (2011), 1160–1163.
- [14] CATAURO, M., BOLLINO, F., RENELLA, R.A., PAPALE, F. Sol-gel Synthesis of SiO₂-CaO-P₂O₅ Glasses: Influence of the heat treatment on their bioactivity and biocompatibility. *Ceramics International*, 41 (2015), 12578–12588.
- [15] MA, J., CHEN, C.Z., WANG, D.G., JIAO, Y., SHI, J.Z. . Effect of magnesia on the degradability and bioactivity of sol-gel derived SiO₂-CaO-MgO-P₂O₅ system glasses. *Colloids and Surfaces B: Biointerfaces*, 81 (2010), 87–95.
- [16] ZOLOTAR, M.S., ZAVAGLIA, C.A.C. Study of the sol-gel processing of glass-ceramic powders in the SiO₂-Al₂O₃-CaO-CaF₂ system. I. Effect of powder composition on gel time and temperature. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 247 (1999), 50–57.
- [17] FU, Y.P., LIN, Ch.H. Synthesis and microwave characterization of 2(MgO, CaO)-2Al₂O₃-5SiO₂ glass ceramic from the sol – gel process. *Journal of Materials Science*, 38 (2003), 3081–3084.
- [18] MARTÍNEZ-ZAPATA, O., MÉNDEZ-VIVAR, J., BOSH, P., LARA, V.H. Synthesis and characterization of amorphous aluminosilicates prepared by sol-gel to encapsulate organic dyes. *J. Non-Cryst. Solids*, 357 (2011), 3480–3485.
- [19] I. SÁEZ del BOSQUE, F., MARTÍNEZ-RAMÍREZ, S., BLANCO-VARELA, M.T. *Construction and Building Materials*, 52 (2014), 314–323.
- [20] MAITZ, M.F., PHAM, M.T., MATZ, W., REUTHER, H., STEINER, G. Promoted calcium-phosphate precipitation from solution on titanium for improved biocompatibility by ion implantation. *Surface and Coating. Technology*, 158–159 (2002), 151–156.
- [21] SZUMERA, M. Structural investigations of silicate-phosphate glasses containing MoO₃ by FTIR, Raman and ³¹P MAS NMR spectroscopies. *Spectrochimica. Acta Part A*, 130 (2014), 1–6.
- [22] MOSTAFA, N.Y., KISHAR, E.A., ABO-EL-ENEIN, A.A. FTIR study and cation exchange capacity of Fe³⁺ and Mg²⁺ substituted calcium silicate hydrates. *J. Alloys Compound*, 473 (2009), 538–542.
- [23] ZHANG G., CHOU K. Model for Evaluating Density of Molten Slag With Optical Basicity, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 17 (2010) 4, 1–4.

Podnikům bude i nadále odlehčováno od daní za proud

Stahl Aktuell

12.01.2017

Podniky výrobních odvětví znovu zlepšily svou energetickou efektivitu a obdrží proto i v roce 2017 slevu na dani za proud a energie. Sděli to spolková vláda na základě monitorovací zprávy Rýnsko-Vestfálského institutu pro výzkum hospodářství (RWI). Podle této zprávy podniky plně dosáhly cílové hodnoty snižování energetické intenzity a obdrží proto tzv. špičkové vyrovnání v plné výši. Tímto tzv. špičkovým vyrovnáním je podnikům odlehčeno od části daně za proud a energii. Od roku 2013 toto vyrovnání podniky obdrží ale jen tehdy, když přinesou svůj podíl na energetických úsporách. Cílová hodnota redukce energetické intenzity byla podle údajů o 3,9 % nižší než průměr let 2007 až 2012.

Levnější než z hliníku: iPhone 8 má být z ušlechtilé oceli

Stahl Aktuell

12.01.2017

Apple se podle údajů z médií rozhodl, že pouzdro iPhone 8 nechá vyrábět z ušlechtilé oceli. Jak dále informuje internetová služba Digitimes, mají být za tímto rozhodnutím cenové důvody. Kování ušlechtilé oceli je o 30 až 50 % levnější než dosavadní způsoby, při kterých je pouzdro frézováno z hliníkového bloku. Kromě toho má být zaručena lepší kontrola kvality, když bude použita nerezová ocel. Digitimes se odvolává na informace z dodavatelského řetězce Applu. iPhone 8 má přijít na trh v tomto roce.

Evraz investuje do nových vysokých pecí

Stahl Aktuell

19.01.2017

Ruský výrobce oceli Evraz Nižnyj Tagil zadal staviteli zařízení Primetals technologies zakázku na dodávku automatizace, elektrotechniky a instrumentalizace nové vysoké pece č. 7. Zásadní automatizace a optimalizace procesů by měly být provedeny jako virtualizovaný automatizační systém na centrálních serverech, čímž by měly být silně redukovány servisní náklady. Objem zakázky reprezentuje několik mil. € Novou procesní automatizací má být také optimalizována spotřeba koksu. Zprovoznění nové vysoké pece je plánováno na konec roku 2017. Pec bude mít výrobní kapacitu 2,5 mil. tun surového železa ročně.

Evaluation of Resistance of Refractory Concretes with Heterogeneous Structure to Sudden Thermal Shocks

Hodnocení odolnosti žárobetonů s heterogenizovanou strukturou proti náhlým změnám teploty

Ing. Mgr. David Mráz¹; doc. Ing. Jozef Vlček, Ph.D.²

¹ P K I – Teplotechna Brno, spol. s r.o., Anenská 675/4, 602 00 Brno, Czech Republic

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

Žárovzdorné vyzdívky bývají často vystaveny rychlému střídání teploty. V důsledku těchto teplotních rozdílů dochází ve struktuře materiálu k velkému mechanickému napětí, které často vede k jeho porušení. Velmi důležitým opatřením proti porušení žárovzdorné žárobetonové vyzdívky je použití žárobetonu odolného proti náhlým změnám teploty. Jeho kvalita závisí na odolnosti materiálu vůči vzniku a šíření trhlin. Cílem experimentu, který je popsán v příspěvku, je ověřit účinnost přísady různých přísad do matrixu žárobetonu za účelem zvýšení odolnosti daného žárobetonu proti náhlým změnám teploty a dále zjistit teplotní oblasti, kdy je daná přísada účinná. Experimentální vzorky na testování odolnosti proti náhlým změnám teploty byly připraveny z přísad běžně používaných v praxi. Testovaným žárobetonem, ze kterého byly připraveny zkušební směsi a zkušební tělesa, byl nízkocementový žárobeton na bázi objemově stabilního kameniva, kterým je pálený kaolín. Z hlediska požadavků užití a aplikace se především u nízkocementových žárobetonů požaduje zvýšení odolnosti proti změnám teploty.

Do základního složení referenční směsi A byly přidány heterogenizující přísady (3 hm. %) a byly připraveny vzorky. Celkem bylo pro experimentální práce použito 8 druhů mikropřísad (nestabilizovaný ZrO_2 , zirkonsilikát, křemičitý písek, stabilizovaný ZrO_2 , rutil, grafit, kyanit a spinel). Heterogenizující přísady byly vybrány s předpokladem, že budou kladným způsobem působit v základní zkušební směsi na její odolnost proti teplotním šokům. Připravené vzorky byly vypáleny na teploty 110, 600, 800, 1000, 1200, 1400, 1450 a 1500 °C ve vysokoteplotní superkanthalové elektrické peci s nárůstem teploty 5,5 °C·min⁻¹. Po vypálení na příslušné teploty byly jednotlivé vzorky testovány na běžně sledované parametry (zdánlivá pórovitost, objemová hmotnost, nasákavost, trvalé délkové změny). Pórovitost a objemová hmotnost jsou vlastnosti žárobetonů, které značně ovlivňují všechny pevnosti a také tepelné vlastnosti (tepelná vodivost). Nepřímo tak na nich závisí i odolnost vůči teplotním šokům. Vzorky byly také podrobeny zkouškám pevnosti v tlaku za studena a pevnosti v tahu za ohybu. Vzorky s vyšší pevností v tahu za ohybu než má srovnávací vzorek by měly lépe odolávat vzniku trhlin, a tedy i náhlým teplotním šokům. Stanovení odolnosti proti náhlým změnám teploty bylo provedeno ochlazením zkušebních těles tvaru válečku 50 × 50 mm z teploty 950 °C na 10 – 20 °C ponořením do studené vody. Výsledky experimentů potvrdily vhodný postup při přípravě zkušebních žárobetonových směsí a těles pomocí přísad s rozdílnou teplotní roztažností.

Klíčová slova: žárobeton; složení žárobetonové směsi; heterogenizace struktury; odolnost proti náhlým změnám teploty; přísady žárobetonu

Refractory linings are often exposed to rapid temperature fluctuations. Due to these temperature differences high mechanical stress occurs in the material structure, which often leads to failure of the lining. An important measure against failure of the refractory lining is the usage of refractory concrete resistant to sudden temperature changes. Its quality depends on the material resistance to cracking and crack propagation. The aim of the experiment described in this paper was to verify the addition of various additives to the matrix of refractory concrete in order to increase the resistance of the refractory concrete against sudden temperature changes, suitability of particular additives and to determine the temperature range, in which the given ingredient is effective.

Key words: refractory concrete; refractory composition of the mixture; heterogenization of the structure; resistance to sudden temperature changes; additives

Some industrial furnaces were in operation for a long time, often months. After shutdown, a refractory lining or its substantial part is torn down and then build up again. Certain thermal devices, however, are shut down

several times a day, which means they do not work continuously, e.g. trolley furnace. Refractory products that have been proven for the first group of furnaces are not necessarily fit for the second group. A refractory

sensitivity and its reaction to rapid temperature changes is in many cases the factor governing the applicability of the product in conditions where it is exposed to sudden and relatively high thermal shocks [1, 2].

An important prerequisite for refractory lining is usage of the suitable refractory concrete, which is resistant to the sudden temperature changes. Refractory concretes are resistant to thermal shock if they have high resistance to crack formation and high resistance to crack developing [3].

Experimental work has been based on evaluation and comparison of a reference sample of refractory concrete and adapted refractory concrete samples. The adaption was done by adding of heterogenization ingredients to the basic composition. Heterogenization impurities are substances, which have a different (larger or smaller) thermal expansion of the base of a reference sample, or which in a certain temperature range exhibit a step change in expansion. The consequence of this heterogenization of the structure is formation of micro cracks, which leads to reduction of modulus of elasticity and thus to an increase of resistance of the material to the temperature changes [4]. Experimental results showed in what temperature range concerned micro ingredient is functional. Therefore the tests were performed on specimens fired at different temperatures. The next stage was to set formulas and other commonly monitored parameters of refractory concrete (mechanical properties, changes in volume).

The recipes were designed according to the rules of refractory concretes.

1. Resistance to sudden temperature changes

Sensitivity of refractory material to temperature change is one of its main characteristics. An example could be a significant influence of resistance to the temperature changes in the furnace linings of periodically working devices. These changes are cyclical, i.e. they regularly repeat. The higher is the temperature change, the harder is the resistance of the material.

Refractory materials are in practice often exposed to strong variations in temperature (heating and cooling). Since the temperature compensation always needs some time, the temperature gradient arises during variations in temperature within the material (temperature difference). This temperature difference results in a different thermal expansion coefficient, which leads to a mechanical tension in the volume of the loaded material. The emerging stress can disrupt the structure of the product. A great danger arises in refractory materials during a rapid cooling. In this case, the temperature decreases towards the centre of the product due to formation of the colder surface layer of the material at the contact with the cooler environment. The outer portion of the material has then a strong tendency to contract and it thus finds itself in a tensile stress.

Ability of refractory materials to withstand tensile stress is very small and thus cracks easily occur. The opposite phenomenon occurs during rapid heating. In this case, the outer layer of the material has higher temperature compared to the inner layer and thus it comes under compressive stress. The disturbance of the material during the loading occurs in most cases due to the high shear stress in the outer layers. A typical characteristic of the consequences of the shear stress is a small peeling of the layers or separation of the larger portions of material.

Fig. 1 shows the states of tension and damage of refractory concrete in the case of one-sided heating.

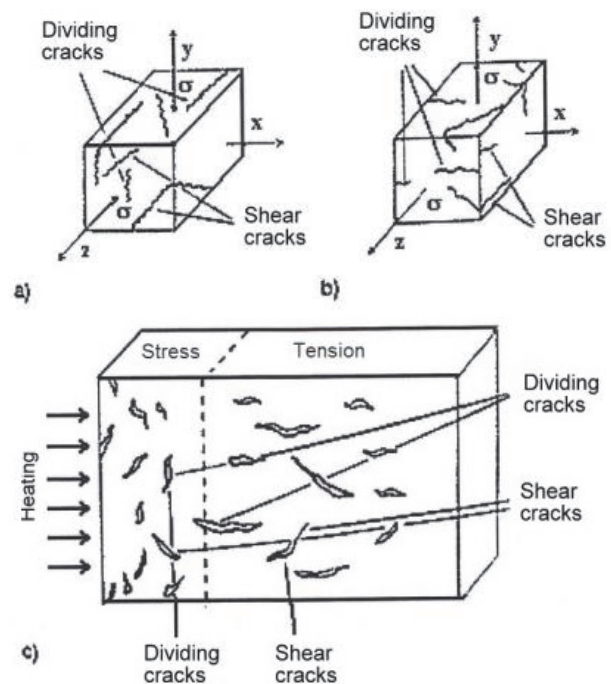


Fig. 1 Type a) it expresses a state of tension and damage of refractory concrete in the compression zone, type b) in the tensile zone, type c) it shows the formation of cracks in the case of one-sided heating [5]

Obr. 1 Typ a) vyjadřuje stav napětí a porušení žárobetonu v tlakové zóně, typ b) v zóně tahové, typ c) znázorňuje vznik trhlin při jednostranném ohřevu

Resistance against temperature changes is therefore an ability of the material to resist sudden temperature changes without structural failure. The fact, whether fragile refractory body can resist or not the intense temperature change depends solely on whether it can withstand the emerging thermal tension, or an excess of a yield strength value and thus avoid the plastic deformation.

Resistance to sudden temperature changes cannot be expressed by a single physical quantity; it is the sum of a series of material properties. The major effects on the resistance to sudden temperature changes are the following: physical properties, such as strength, thermal expansion, thermal conductivity; elastic properties, such as extensibility; external conditions, such as the desired size range of temperatures, temperature changes, the

shape of the desired product by size and complexity. Ceramic materials are more resistant to temperature changes and they have thereby higher strength and heat, or thermal conductivity, lower modulus of elasticity and thermal expansion coefficient, as well as good graininess and a micro-porous structure [6 – 10].

2. Experimental methods and material

Test samples for the resistance to sudden temperature changes experiment were prepared from the commonly used additives. The composition of the reference sample is given in Tab. 1. The test mixture and test specimens were prepared from a low-cement refractory concrete based on volume stable aggregate, a calcined kaolin. Fig. 2 shows fillers of the mixture.

Tab. 1 Composition of refractory concrete mixture “A” – reference sample without additives

Tab. 1 Složení žárobetonové směsi “A” – srovnávací vzorek bez přísad

Raw material	Share (%)
Calcined kaolin	65
Finely ground fire clay	14
Micro-silica	5
Complex ingredient	1
Reactive alumina	10
Alumina cement	5



Fig. 2 Fillers of the mixture – three fractions of calcined kaolin, finely ground fire clay, micro-silica and reactive alumina

Obr. 2 Plnivo směsi – tři frakce páleného kaolínu, jemně mletý šamot, mikrosilika a reaktivní oxid hlinitý

Subsequently, to the basic composition of the reference mixture “A” the heterogenization additives were added (3 weight %) and thus treated samples were prepared. Eight kinds of micro additives were used for experimental work (marked as “B - I”). The exact quantity of ingredients is confidential. Tab. 2 shows marking of the samples and the type of additive.

Tab. 2 Marking of the samples “B-I” with individual additives
Tab. 2 Označení vzorků “B-I” s jednotlivými přísadami

Sample identification	Kind of ingredient
B	ZrO ₂ non-stabilized
C	Zircon silicate
D	Silicon sand
E	ZrO ₂ stabilized
F	Rutile
G	Graphite
H	Kyanite
I	Spinel

Heterogenization ingredients were chosen with the expectation that they would positively influence the basic test mixture and enhance its thermal shock resistance.

Prepared samples A – I were burned-out at the temperatures of 110, 600, 800, 1000, 1200, 1400, 1450 and 1500 °C in the high superkanthal electric furnace (see Fig. 3) with the temperature increase of 5.5 °C·min⁻¹.



Fig. 3 High-temperature kanthal-super electric furnace
Obr. 3 Vysokoteplotní elektrická superkanthalová pec

3. Results and evaluation

After burning-out at the respective temperatures, the routinely monitored parameters (apparent porosity, bulk density) were determined in individual samples, the results are summarized in Tab. 3.

Porosity and bulk density are properties of refractory concrete, which greatly affect all strength and thermal properties (thermal conductivity), and resistance to the temperature shocks therefore indirectly depends on them.

Tab. 3 Bulk density and apparent porosity in individual samples
Tab. 3 Objemová hmotnost a zdánlivá pórovitost u jednotlivých vzorků

	Firing temperature (°C)	Sample identification								
		A	B	C	D	E	F	G	H	I
Bulk density (kg·m ⁻³)	110	2323	2328	2310	2326	2309	2313	2195	2290	2308
	600	2302	2321	2279	2281	2266	2268	2146	2260	2290
	800	2296	2304	2295	2258	2314	2311	2123	2268	2283
	1000	2291	2332	2293	2284	2284	2317	2099	2256	2282
	1200	2312	2327	2334	2292	2312	2303	2101	2246	2307
	1400	2282	2314	2281	2302	2310	2311	2101	2243	2321
	1450	2345	2339	2347	2328	2364	2371	2131	2324	2364
1500	2372	2405	2377	2357	2412	2372	2164	2377	2432	
Apparent porosity (%)	600	11.6	10.3	9.8	10.7	11.0	14.1	16.9	12.8	13.2
	800	11.2	10.5	8.9	9.8	10.2	11.0	18.1	12.1	12.9
	1000	11.7	11.0	10.6	10.8	11.5	11.2	18.8	13.3	13.2
	1200	11.7	11.2	10.8	11.0	11.7	11.4	19.2	13.0	12.5
	1400	11.1	10.9	10.8	10.0	11.2	9.9	18.2	12.3	11.6
	1450	10.7	9.9	9.2	9.7	9.6	8.0	16.7	10.3	10.3
	1500	9.1	7.6	7.5	7.4	6.3	6.0	14.7	7.8	6.9

From the mechanical properties (tensile strength and compressive strength) with respect to the common requirements and application of refractory concretes in practice, the values at the temperatures of 1000, 1200 and 1400 °C are mentioned. Comparison of the measured values of the various samples is shown in Fig. 4.

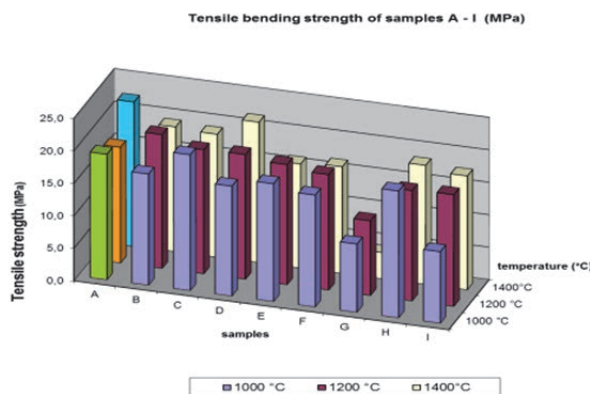


Fig. 4 Tensile bending strength of individual samples
Obr. 4 Pevnost v tahu za ohybu u jednotlivých vzorků

The samples with higher tensile bending strength than the reference sample A should better resist cracking and thus also the sudden thermal shock. These include the firing temperature of 1000 °C for the test mixtures C and H, while the other mixtures reached lower values. At 1200 °C the higher values were measured for the samples B, C, D, E and F. Only the mixture D showed at 1400 °C a higher tensile strength than the reference sample.

The samples were subjected to the tests of compressive strength (Fig. 5). The samples B, D and F reached the highest values with firing temperature of 1000 °C the

other samples had lower values. At 1200 and 1400 °C the highest values measured compared to the reference sample were determined for the mixtures B, C, D, E and F.

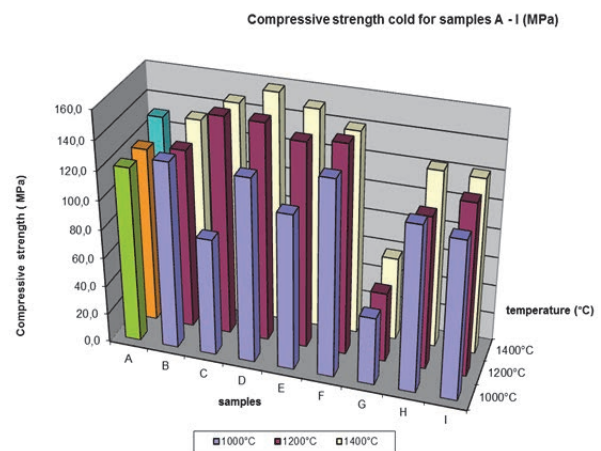


Fig. 5 Cold compressive strength of individual samples
Obr. 5 Pevnost v tlaku za studena u jednotlivých vzorků

Determination of resistance to sudden temperature changes was performed according to DIN 51068 Part 1. The principle consists in cooling of the test samples with cylindrical shape 50 × 50 mm, from 950 °C to 10–20 °C by immersion in cold water [11]. Test specimens were held in an oven at 110 °C for 30 minutes and, after thorough heating they were placed in a furnace with temperature of 950 °C (Fig. 6). The temperature in the oven was not allowed to fall below 750 °C after opening and closing the door. During 15–30 minutes the temperature in the furnace had to reach the original 950 °C. At this temperature, the samples were left for another 15 minutes.



Fig. 6 Test samples in the furnace during the experiment on resistance to sudden temperature changes

Obr. 6 Zkušební tělesa v peci při zkoušce odolnosti proti náhlým změnám teploty

After the elapsed time, the samples were removed from the furnace and immersed in water at the temperature of 10 – 20 °C, where they were left for 3 minutes. They were subsequently dried in an oven at about 110 °C and the whole cycle was repeated.

The test was carried out till the sample fell apart into two or more pieces, or until all 30 cycles were performed. For the samples burned at 1000 °C the procedure continued up to the 235th cycle. The disintegration cycle was included and counted to the whole cycle. The output of the test was a visual evaluation of the test samples. The test results are summarized in Tab. 4.

Tab. 4 Number of cycles during the disintegration of individual samples

Tab. 4 Počet cyklů při rozpadu jednotlivých vzorků

Number of cycles at disintegration of individual samples during the destruction test on resistance to sudden temperature changes									
Sample identification									
Firing temperature (°C)	A	B	C	D	E	F	G	H	I
1000	233	> 235	130	> 235	234	105	> 235	> 235	184
1200	16	25	30	> 30	25	> 30	> 30	> 30	> 30
1400	16	18	12	20	> 30	24	> 30	11	> 30

Hairline cracks along the perimeter of the test sample are due to tensile stresses at the surface of the body, which arise from the quenching in a water bath. The cracks are located at half the height of the body, which is explained by the distance from the hot centre from colder surface, when just one half is the shortest distance. These cracks are formed on the top and bottom of the base (Fig. 7).



Fig. 7 Reference sample "A" burned at 1400 °C at disintegration after 16 cycles

Obr. 7 Srovnávací vzorek "A" vypálený na 1400 °C při rozpadnutí po 16 cyklech

Conclusions

On the basis of theoretical knowledge, several ways exist to increase the resistance to sudden temperature changes.

One is the reduction of modulus of elasticity, which can be realized by creating micro-cracks resulting heterogenization of the structure.

The fundamental technological possibility is a combination of two chemically coexisting components with different thermal expansion coefficient.

The aim of the experiment described in this paper was to verify the addition of various additives to the matrix of refractory concrete in order to increase the resistance of the refractory concrete to sudden temperature changes, as well as suitability of particular additives.

From the results it is evident that some of the ingredients had positive effect on increasing of resistance to sudden temperature changes compared to the reference sample. The performed experiments confirmed the appropriate procedure for the preparation of test samples and refractory mixtures using ingredients with different thermal expansion.

Acknowledgement

This paper was created within the project No. LO1203 "Regional Materials Science and Technology Center – "Feasibility Program" funded by the Ministry of Education, Youth and Sports of the Czech Republic and within the Project No. SP2017/37 "Thermal processes and materials for high-temperature applications" and with significant support from the company Průmyslová keramika Rájec – Jestřebí.

Literature

- [1] VIKTORA, E. *Žárovzdomé stavební konstrukce [Refractory engineering constructions]*. Praha: SNTL, 1980, 231 pp.
- [2] ŠAŠEK, L. *Laboratorní metody v oboru silikátů [Laboratory methods for silicates]*. Praha: SNTL, 1981, 319 pp.
- [3] PÁVKOVÁ, N. Zvyšování odolnosti proti náhlým změnám teploty u nízkocementových žárobetonů [Increasing resistance of low cement refractory concretes to sudden temperature changes]. In *Žárovzdomé materiály 2009*, Praha, 9.-10. 9. 2009, pp. 64–70. Praha: ČSVTS – Silikátová společnost České republiky, 2009. ISBN 978-80-02-02172-8.
- [4] TOMŠŮ, F. *Principy zvyšování odolnosti proti náhlým změnám teploty žárovzdomých materiálů a možná aplikace na žáromonolity včetně zhodnocení dostupné literatury [Principles of increasing resistance of refractory materials to sudden changes of temperature and possible application to refractory monoliths, including assessment of available literature]*. (Study for the company Průmyslová keramika Rájec-Jestřebí s.r.o.) Bratislava: 2007, 11 pp.
- [5] PETZOLD, A., ULLBRICHT, J. *Feuerbeton und betonartige feuerfeste Massen und Materialien*. Stuttgart: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1994. ISBN 3-342-00559-9.
- [6] KOLLER, A. *Structure and Properties of Ceramics*. Amsterdam: Elsevier, 1994, 587 p. ISBN 0-444-98719-3.
- [7] ULLBRICHT, J., DUDCZIG, S., TOMŠŮ, F., PALČO, Š. *Technological Measures to Improve the Thermal Shock Resistance of Refractory Materials*. *Refractories manual 2/2012*, pp. 103 – 106. Review papers.

- [8] TOMŠŮ, F., PALČO, Š. *Žárovzdorné materiály, díl IV. Netvarové žárovzdorné materiály [Refractory materials. Part IV., Non-shaped refractory materials]*. Praha: ČSVTS – Silikátová společnost České republiky, 2009. 110 pp. ISBN 978-80-02-02170-4.
- [9] STAROŇ, J., TOMŠŮ, F. *Žiaruvzdorné materiály, výroba, vlastnosti a použitie [Refractory materials, production, properties and usage]*. Lubeník: SLOVMAG, a.s., 2000. 445 pp.
- [10] SCHULLE, W. *Feuerfeste Werkstoffe: Feuerfestkeramik – Eigenschaften, prüftechnische Beurteilung Werkstofftypen*. Leipzig: Deutsche Verlag für Grundstoff ind., 1990. 496 p. ISBN 3-342-00306-5.
- [11] DIN 51 068-1. *Bestimmung des Widerstandes gegen schroffen Temperaturwechsel*. 1976.

Ohnisko problémů v investicích a obchodu s emisemi

Stahl und Eisen 137/2017 Nr. 1

ArcelorMittal dokončil renovaci vyzdívky na vysoké peci 5A; celkově koncern v Eisenhüttenstadtu investoval 40 mil. € Tato vysoká pec nyní zásobuje ocelárnu 5000 tunami surového železa denně. V době, která je poznamenaná silnými nejistotami v evropské energetické a klimatické politice a dumpingovými importy z Dálného východu tak ArcelorMittal potvrzuje svůj vztah k ocelárně s více než 2700 zaměstnanci a k regionu. Velké starosti koncernu ale dělají hrozící vícenáklady z obchodu s emisními povolenkami. Ocelárnu z tohoto důvodu v provincii navštívil ministr hospodářství a energetiky Braniborska Albrecht Gerber, aby se informoval o situaci.

Investice 8,5 mil. € do výroby drátu: Swiss Steel AG nastavuje směr pro výrobu oceli 4.0

Focus Rostfrei

02.01.2017

Trend k individuálně modifikovaným speciálním ocelím zesiluje. Aby mohl dostát budoucím požadavkům ohledně zákaznický orientovaných výrobků z drátu a vyšších hmotností drátových svitků, investoval výrobce oceli Swiss Steel nyní 8,5 mil. € do své válcovny v Emmenbrücke. Celá oblast zpracování svitků byla dovedena do nejnovějšího stavu techniky a poskytuje dnes maximální flexibilitu při dalším zpracování oceli, jakož i vázání a balení drátových svitků. To jsou důležité předpoklady pro vývoj zákaznický specifikovaných ocelových výrobků. Modernizací chce Swiss Steel posílit svou pozici na trhu.

Růst obchodu s ocelovými rourami: Mnichovská holdingová společnost chce převzít závody Aperam

Stahl Aktuell

11.01.2017

Mutares AG vidí v obchodu s ocelovými rourami potenciál a plánuje převzetí firmy Aperam Stainless Services & Solutions Tubes Europe. Jak sdělila mnichovská holdingová společnost, má být její 100% dcera BSL se sídlem v Soissons, která vyrábí roury pro ropné, plynárenské a chemické odvětví, sloučena se závodem Aperam v Ancerville a distribučním centrem Aperamu v Annecy. Podnik si od toho slibuje synergické efekty, což řekl mluvčí Mutares na dotaz MBI Stahl Aktuell. Cílem má být „výrazné zvýšení hodnoty“. Velikost transakce nechťel mluvčí komentovat.

Klößner & Co: Rühl nepokládá digitalizaci za „záračnou zbraň“

Stahl Aktuell

23.01.2017

Gisbert Rühl, šéf obchodníka s ocelí a s kovy Klößner, varoval na světovém hospodářském fóru v Davosu před tím, aby byla digitalizace pokládána za záračnou zbraň a aby byly ignorovány skutečné potřeby lidí uvnitř i mimo firmu. „Technologie získává na významu. To ale neznamená, že spolupracovníci jsou méně cenní“. Rühl informoval o zákaznících, kteří své objednávky i přesto, že existuje digitální platforma, nejraději posílají faxem. Dokonce i tehdy, když zvolí elektronickou formu, pošlou mail s naskenovaným formulářem ve formátu pdf. Přesto pokládá za pravděpodobné, že digitalizace učiní mnohé profese přebytečnými. Říká-li „mnohé profese“, patří ještě k optimistům. Podle některých studií vychází 44 % šéfů mezinárodních koncernů z toho, že robotizace, automatizace a umělá inteligence způsobí, že lidé se stanou v budoucnu v pracovním životě „irelevantními“.

The Use of Data Mining for the Optimization of the Control Model of the Reheating Furnace

Využití data miningu k optimalizaci řídicího modelu ohřívací pece

Mgr. Ing. Tomáš Tykva¹; doc. Ing. Ivo Špička, Ph.D.¹; Ing. Vendula Fialová²

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

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

The paper presents basic data mining tools for optimizing the control model of the reheating furnace. It highlights data pre-processing as an important step in the data mining process mainly due to the frequent manifestations of technological indiscipline and problems with scanning the operating values of reheating furnace; its control system collects for the purpose of monitoring a number of operational data and its databases are as simple as possible; each trend is usually stored in a separate table. The aim of the paper is to demonstrate the possibilities of pre-processing data from the walking beam furnace in order to make them suitable for subsequent use for estimation parameters for the model chosen to refine the predictive properties of the selected model. These planned activities should also lead to the fulfillment of certain parts of the national program Industry 4.0 in the area of creating a "digital enterprise".

Key words: data mining; genetic algorithms; reheating furnace

Príspevek predstavuje základné nástroje data miningu pro optimalizaci řídicího modelu ohřívací pece. Akcentuje předzpracování dat jako důležitý krok v procesu data miningu hlavně kvůli častým projevům technologické nekázně a problémy se záznamem provozních hodnot ohřívací pece. Cílem tohoto příspěvku je demonstrovat možnosti předzpracování dat z krokové pece, aby byly vhodné pro následné použití odhadu parametrů zvoleného modelu ke zpřesnění prediktivních vlastností vybraného modelu.

Monitorovací a řídicí systémy shromažďují za účelem sledování řadu provozních dat. Tyto systémy budují své databáze tak snadno, jak je to možné; každý trend je obvykle uložen v samostatné tabulce. Údaje v tabulkách jsou ukládány podle dvou základních principů, a to buď pravidelně v nastaveném časovém intervalu, nebo po určité události, jako je například změna hodnoty proměnné. To ale vede k nadbytečnosti (duplicitě). Řešením by mohlo být uložení každé referenční proměnné v samostatné tabulce. Mnoho systémů používá své vlastní mechanismy pro ukládání dat, které kombinují oba přístupy, tj. pravidelné ukládání dat a ukládání hodnot proměnných jen při jejich změně.

Z výsledků modelování je pak jasně patrné, že koncept kombinující data mining z provozních dat a využití genetických algoritmů pro nastavování parametrů modelu přinesl očekávaný výsledek. V budoucnosti lze očekávat, že tento postup bude použit pro další technologie a jejich modely s cílem vytvořit jejich digitální podobu tak, aby mohly být použity pro další optimalizační aktivity, resp. pro další funkce. Tyto plánované aktivity by rovněž měly vést k naplňování některých částí národního programu Průmysl 4.0 v oblasti vytvoření "digitálního podniku".

Klíčová slova: data mining; genetické algoritmy; ohřívací pec

Data mining is a general term for various methods of data analysis which frequently use artificial intelligence. The process of data mining is based on tabulated or alternatively arranged, usually like blind dates. It concludes by finding knowledge (patterns) contained in these data, which are expressed in a simpler and clearer form, and which can be used more easily in dealing with future situations than the original data.

Monitoring and control systems collect for the purpose of monitoring some operational data. These systems construct their databases as simply as possible; each

trend is usually stored in a separate table. Data in the tables are stored according to two basic principles, either periodically after a preset time interval, or after a certain event - change of a variable value. This, however, leads to redundancy. A solution could be to store each reference variable in a separate table. Many systems use their mechanisms for storing data that combine both periodic data storage and storage management using a change of value. These data must be pre-processed before the deployment of data mining [1].

1. Data Acquisition and Pre-Treatment of Data

From the scanned data it is necessary to select those that are important for further processing and possibly to derive additional data that describe the environment of a heated continuously cast slab (position, the temperature of the furnace environment in a given position). Furthermore, it is necessary to select the appropriate continuously cast slabs from the database to determine the times of moving the continuously cast slab from one position to the next position and to assign to these events the corresponding flow rates of the heating medium and the temperature..

The next step (using genetic algorithms) is to determine the constants that indicate the direct contribution of heat generated by the combustion of the heating medium and the contribution, which forms a heat transfer between the furnace lining and the heated continuously cast slab. The already mentioned use of genetic algorithms is described in the next chapter [2].

2. The Use of Genetic Algorithms

Genetic algorithms (GAs) represent powerful search algorithms that perform an exploration of the search

space that evolves in analogy to the evolution in nature. The power of GAs consists in the fact that they need only objective function evaluations. So derivatives or other auxiliary knowledge are not used. Instead, probabilistic transition rules of deterministic rules and handling a population of candidate solutions (called individuals or chromosomes) that evolves iteratively are used. Each iteration of the algorithm is called a generation. The evolution of a species is simulated through a fitness function and some genetic operators such as reproduction, crossover and mutation [3].

The fittest individuals will survive generation after generation, while reproducing and generating offspring that might be stronger and stronger. At the same time, the weakest individuals disappear from each generation. Individuals must be encoded in some alphabet, with binary strings, real numbers, vectors and other. In a practical application of genetic algorithms a population pool of chromosomes has to be installed and they can be initially randomly set. In each cycle of genetic evolution subsequent generation is created from the chromosomes in the current population. The cycle of evolution is repeated until a termination criterion is reached. The number of evolution cycles or a pre-defined fitness value can set this criterion.

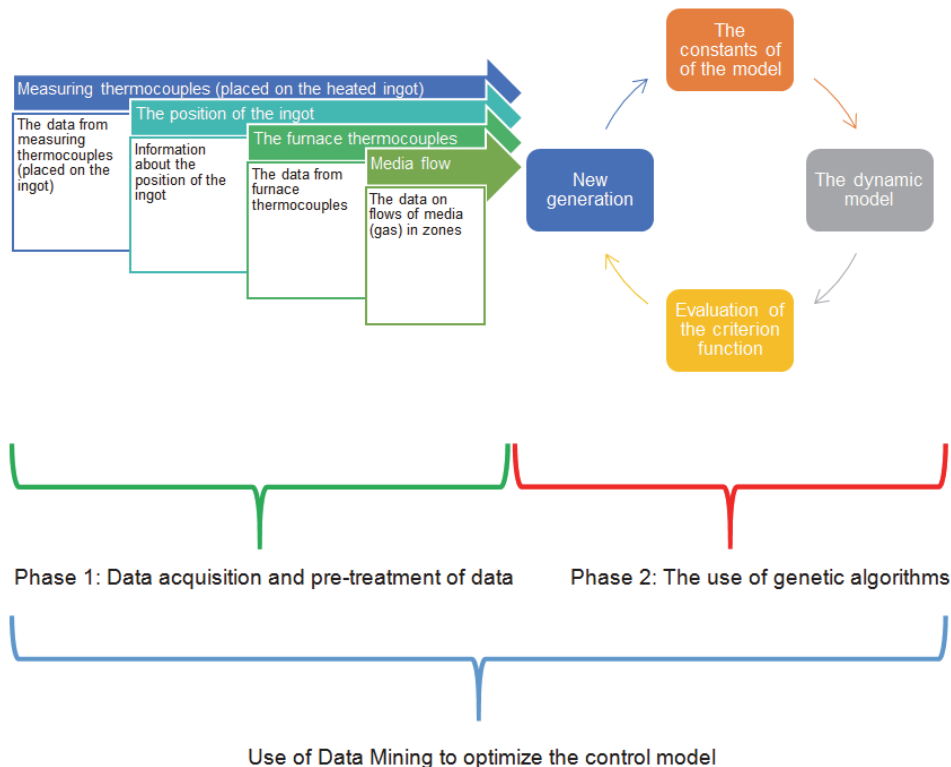


Fig. 1 Data preparation and application of genetic algorithms. (Source: our own processing)
Obr. 1 Příprava dat a aplikace genetických algoritmů. (Zdroj: vlastní zpracování)

The principle of genetic algorithms is that in the initial phase a default population (generation) is generated; each of these populations is characterized by a specific combination of genes that determine ultimately the

behaviour of the examined model. They can, therefore, be considered as parameters of a general criterion function, which is later used to select the individuals of an appropriate generation. Choosing the most

appropriate individuals within the meaning of criterion values through crossbreeding methods, or mutations create a new generation containing the same number of individuals, however, with modified genes. These, in turn, are used to evaluate the criterion function, and the process is repeated until the set-point of the behaviour of the objective function (model) is reached. This shows the cycle on the right side of the figure (see the left side of the Fig. 1. [4].

The result (using genetic algorithms) is the determination of constants, which specify the direct contribution of heat generated by the combustion of the heating medium and the contribution, which forms a heat transfer between the furnace lining and the heated continuously cast slab. This part was solved using genetic algorithms, however, without the application of the principles of data mining genetic algorithms would be unable to assign the input data correctly at appropriate times to be input into the selected dynamic model.

The selected data (Fig. 2) about the flows of combustion media in each zone are computed in the block named

gas and zones. The furnace temperature is read from the table temperature furnace; in the block model it is compared with the material temperature and the difference between these two values are put to the port labelled error. From this value, the square roots are computed and they are integrated during the whole time of a simulation. At the end of the simulation, the value is stored into a variable named pow_sum_err.

This value represents the value of the criterion function for the next usage in the genetic algorithm program. Parameters for the block model are set by the genetic algorithm. In general, the block model implements the system for solving the heat transfer between the furnace atmosphere and the heated material, the heat generated by the combustion of gas and the heated material, and finally the transmission determining the relation between the quantity of gas in the zone and usable heat [5].

Criterion function is determined as the sum of squared deviations between the modelled temperature of the heated material and the actual measured temperature.

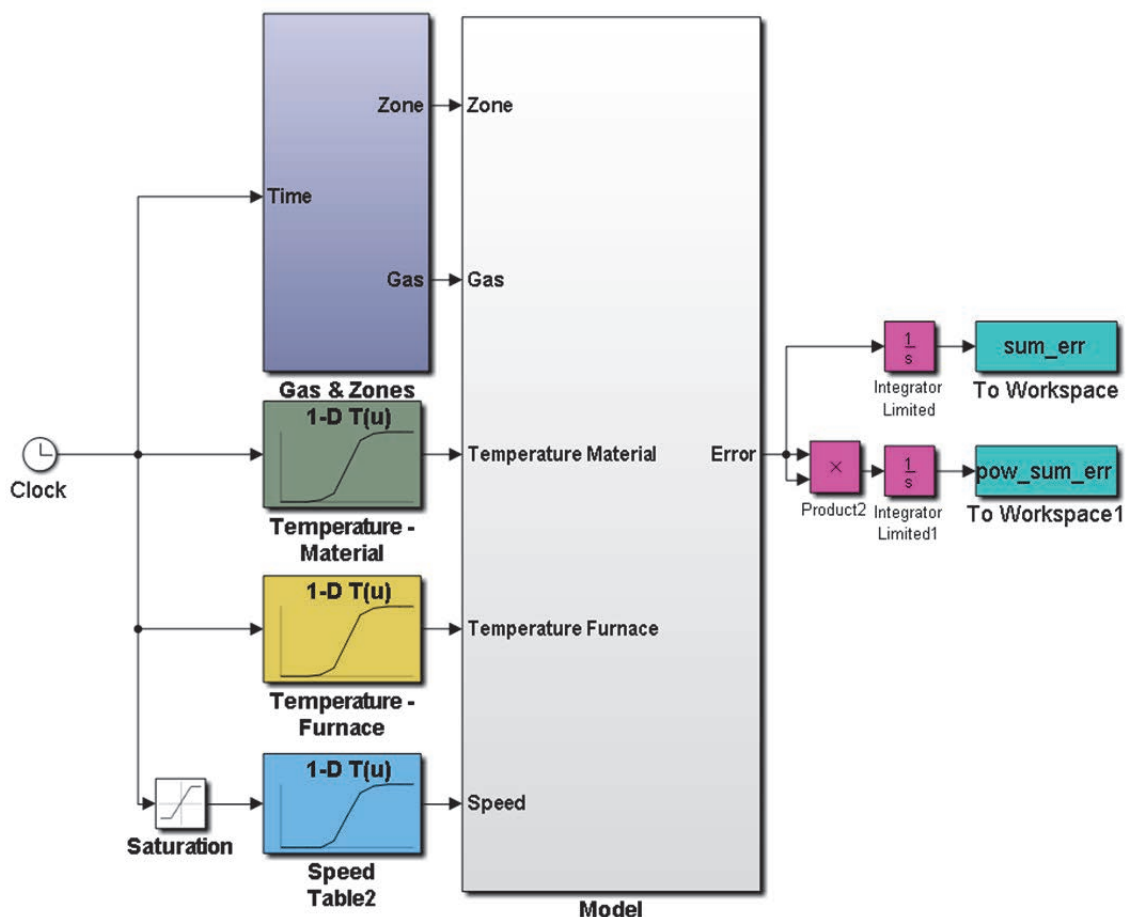


Fig. 2 The structure of the model of heating in a heating furnace. Source: (our own processing)

Obr. 2 Struktura modelu ohřívání v ohřívací peci. Zdroj: (vlastní zpracování)

Fig. 3 shows the result which was obtained by procedures outlined above; curve 5 was obtained by data mining methods. The temperature from the

individual thermocouples in the furnace was converted to the temperature of the furnace environment above the appropriate continuously cast slab.

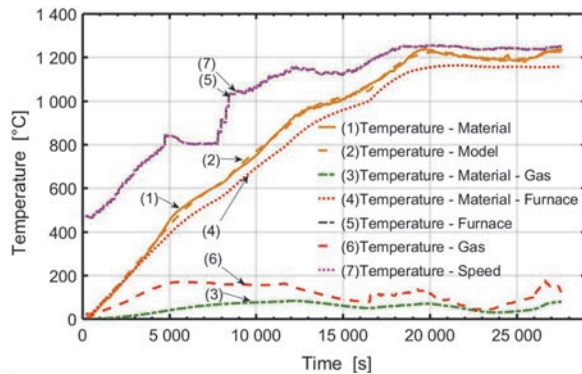


Fig. 3 The temperature curve. Source: [6]

Obr. 3 Teplotní křivka. Zdroj: [6]

At the time of 20 000 – 25 000 seconds, the temperature at the thermocouple of the continuously cast slab was decreasing even when the temperature of the furnace environment above the continuously cast slab was almost constant. Therefore, using genetic algorithms the system sets the parameters of the model which take into consideration not only the temperature of the furnace environment, but also the contribution resulting from burning of gas in the zone.

Conclusions

It is evident from Figure 3 that offsetting the influence of the current input of the zone progress simulated and measured temperatures are nearly identical. From the results of modelling, it can be concluded that the concept of combining the data mining operational data and use of genetic algorithms for adjusting parameters of the model, which in this case was 28, brought the expected result. In the future, it may be expected that this procedure will be applied to other technologies and

their models to create their digital models so that they can be used for the subsequent optimized solution of the problem with varying outlined criterion functions [7]. These planned activities should also lead to the fulfillment of certain parts of the national program Industry 4.0 in the area of creating a "digital enterprise."

Acknowledgement

This article was supported by the specific university research No. SP2017/63.

Literature

- [1] ŠPIČKA, I., HEGER, M., ZIMNÝ, O. et al. Industrial Control Systems and Data Mining. In *20th Annual International Conference on Metallurgy and Materials: Metal 2011*. Ostrava: Tanger, 2011, 1229-1234.
- [2] HAN, J., KAMBER, M. *Data Mining: Concepts and Techniques*. 3rd ed. Burlington, MA: Elsevier, 2011.
- [3] BENISIS, A. *Business Process Management: a Data Cube to Analyze Business Process Simulation Data for Decision Making*. Saarbrücken: VDM Verlag Dr. Müller Aktiengesellschaft & Co. KG, 2010.
- [4] JIN, Y. *Multi-Objective Machine Learning* [online]. Berlin, Heidelberg: Springer, 2006 [cit. 2016-11-14]. ISBN 978-3-540-33019-6. Available from: <http://dx.doi.org/10.1007/3-540-33019-4>.
- [5] KOŠTIAL, P., ŠPIČKA, I., JANČÍKOVÁ, Z., DAVID, J., VALÍČEK, J., HARNIČÁROVÁ, M., RUSNÁK, V. Lumped Capacitance Model in Thermal Analysis of Solid Materials. *Journal of Physics*, 588 (2015) 1, 1–7.
- [6] ŠPIČKA, I., HEGER, M., ZIMNÝ, O., JANČÍKOVÁ, Z., TYKVA, T. Optimizing the Model of Heating the Material in the Reheating Furnace in Metallurgy. *METALURGIJA*, 55 (2016) 4, 719–722.
- [7] SENDLER, U., BAUM, G., BORCHERDING, H., BROJ, M., EIGNER, M., HUBER A. S., KOHLER, H. K., RUSSWURM, S., STÜMPFLE, M. *Industrie 4.0: Beherrschung der industriellen Komplexität mit SysLM*. Berlin: Springer Verlag, 2013.

Výrobci ploché oceli plánují zvýšení cen

Stahl Aktuell

09.01.2017

Po dlouhé zízlivé cestě plánují brazilští výrobci ploché oceli Cia Siderúrgica Nacional, Usiminas a ArcelorMittal zvyšování cen. Oznamuje to agentura Reuters s odvoláním na znalce odvětví. V plánu je zvýšit ceny referenčních výrobků širokých pásů, válcovaných za tepla a jemného plechu ještě v lednu o 8 až 10 %. Ceny pozinkovaných plechů mají ale zůstat stejné.

Přebytečné kapacity: likvidační plány by mohly být k dispozici před oslavou Nového roku

Stahl Aktuell

16.01.2017

Přebytečné kapacity v čínském ocelářském průmyslu by měly v roce 2017 dále klesat. Tak čínská vláda podle údajů Commerzbank plánuje mimo jiné uzavření ilegálních výroben, které jsou zodpovědné za cca 40 mil. tun oceli ročně. Kromě toho by měly být do poloviny roku uzavřeny veškeré výroby, které zpracovávají méně hodnotný ocelový šrot. Postiženy mají být rovněž podniky, které nedodrží státní předpisy o ochraně životního prostředí.

Nontraditional Methods of Statistical Process Control

Netradiční postupy statistické regulace procesu

Ing. Tereza Smajdorová; prof. Ing. Noskiewičová Darja, CSc.

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

This paper presents the limitations of classical Shewhart control charts and some possibilities of statistical process control that can be used when the basic assumptions about data have not been fulfilled. These basic assumptions that must be met include mainly a requirement for the normality of the data, the requirement for constant mean and variance, and last but not least the requirement for mutual independence of data. In practice, those assumptions about the data are not necessarily always met. During preparation of this article accessible pieces of knowledge on the issue were compared. This article aims to describe some nonparametric and robust methods of the statistical process control including a practical example. And it opens the way for further exploration of these methods.

Key words: Statistical process control; nonparametric control charts; robust control charts

Tento článek se zaměřuje na inovativní řešení statistického řízení procesů, které lze využít v případech, kdy nejsou splněny základní předpoklady o datech. Mezi tyto základní předpoklady patří především předpoklad normálního rozdělení pravděpodobnosti, udržení konstantní střední hodnoty a rozptylu a v neposlední řadě také předpoklad nezávislosti dat. V praxi nejsou vždy splněny všechny předpoklady pro uplatnění klasických Shewhartových regulačních diagramů a proto je důležité hledat nové metody, které jsou na těchto předpokladech nezávislé. Tento článek si klade za cíl popsat některé neparametrické a robustní metody statistického řízení procesů, včetně praktických příkladů. Konkrétně se jedná o neparametrický regulační diagram založený na Moodově statistice, dále pak neparametrický regulační diagram progresivního průměru a jeden robustní regulační diagram MAD (Median Absolute Deviation), tedy absolutní odchylky od mediánu. A zároveň otevírá cestu pro další zkoumání těchto metod, včetně rozšíření softwarové podpory, která je u těchto regulačních diagramů nedostatečná. Statistické řízení procesu (SPC) je okamžitá a průběžná kontrola procesu založená na matematicko-statistické vyhodnocování kvality výrobků. Jeho aplikace v praxi je důležitá pro udržení vysoké kvality produktů. Ta je důležitá pokud firma chce v maximální míře uspokojovat požadavky zákazníků a i všech ostatních zainteresovaných stran. Statistická regulace procesu umožňuje zásahy do procesu díky včasné detekci odchylek od předem stanovené úrovně. Cílem SPC je udržet proces na požadované a stabilní úrovni. Dosažení požadované úrovně procesu vyžaduje důkladnou analýzu variability. Pokud firma chce dosáhnout vysoké kvality, konzistentně musí systematicky shromažďovat, zpracovávat a vyhodnocovat dostupná data z výroby a využívat získané poznatky k neustálému zlepšování.

Klíčová slova: statistická regulace procesu; neparametrické regulační diagramy; robustní regulační diagramy

Statistical process control (SPC) is an immediate and continuous process control. To use the classical Shewhart control charts, the certain basic assumptions must be met (normal distribution of the quality characteristics, constant mean and variance, mutual independence of quality characteristic values. etc.). In the manufacturing practice, however it is not always possible to meet these basic assumptions. In the case of non-compliance with some assumptions, it is possible to apply nonparametric or robust methods.

1. Classical Shewhart Control Charts

Statistical process control allows interventions in the process based on the early detection of deviations from a predetermined level. The aim of the SPC is to keep the process at the required and stable level. It is implemented

by regular monitoring of the controlled process variable or output variable. It finds out whether the process corresponds to the level required by the customer. Achieving the desired level of the process requires a thorough analysis of the process variability [10].

Before selection and application of the classical Shewhart control the charts assumptions about the distribution of the controlled variable must be checked. These assumptions include among others the independence of the data a normal probability distribution and constant mean and variance. This verification is performed using a variety of statistical tests or graphical tools. [5]

- Normality tests:
 - Shapiro - Wilk test [5]
 - Shapiro - Francia test [3]

- Royston modification [7]
- Anderson - Darling test [6, 11]
- Tests of Independence:
 - Autocorrelation test [7]
 - Test of iterations up and down [5]
 - Runs Above and Below the Median [7]
- Tests of Homogeneity of means and variances:
 - Analysis of variance ANOVA [5, 7]

2. Not Meeting the Basic Assumptions

In the case of non-compliance with the data assumptions for application of the classical Shewhart control charts, it is also possible to apply other methods. The procedure for selecting the method can be seen in Fig. 1.

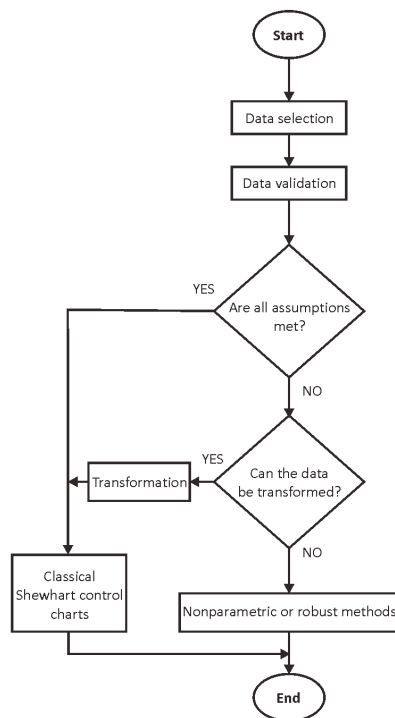


Fig. 1 Flowchart for selection of SPC methods. (Source: our own diagram)

Obr. 1 Vývojový diagram pro výběr metody SPC. (Zdroj: vlastní schéma)

In some cases an abnormal distribution may be transformed. It is necessary to find a suitable transformation function, thanks to which we obtain data about the normal distribution. Subsequently from the transformed data the required characteristics and control limits must be calculated. Then it is necessary to perform a retransformation to the original distribution. So we get a diagram with retransformation control limits. Not always, however, we manage to find a suitable transformation function. The most common types of transformations are a power, logarithmic, exponential and Box-Cox transformation Johnson [8].

3. Nonparametric Control Charts (NPCC)

Nonparametric statistical process control (NSPC) is based on methods that are not dependent on a specific type of the probability distribution. The use of these control charts is not only suitable for processes that do not meet normality and independence of the data but especially in the beginning of the SPC implementation when not enough data are available [4]. Below mention some nonparametric methods that can be used if the basic assumptions, such as data normality, mutual independence or constant mean and variance, are not met.

3.1 Nonparametric Progressive Mean Control Chart for monitoring process target

We use the progressive mean (PM) as the process monitoring statistic. PM is defined as the cumulative average of the sample values observed over time. Suppose we are interested in monitoring a quality characteristic X , following a distribution $f(x)$. Let X_i , $i = 1, 2, 3, \dots$, is the sequence of independent and identically distributed observations from the process under investigation, then the PM statistic is defined as

$$PM_t = \frac{\sum_{i=1}^t X_i}{t} \quad (1)$$

The difference between PM and moving average is that in moving average we have a fixed moving interval such that we excluded the most previous observation before adding the next, but in PM we do not exclude previous but keep on including the next observation. Suppose $X_1 \dots X_n$ represents a sample of the size n from a process with a target (or location) at m . Define p to be the probability of X greater than m . For an in-control process $p = p_0$, the process is said to be out-of-control for $p \neq p_0$.

Using the mean and the variance of PM_t given in the Eq. (1) the widely used 3-sigma limits are [1]

$$UCL_t = \mu_0 + 3 * \frac{\sigma_0}{\sqrt{t}} \quad (2)$$

$$CL_t = \mu_0 \quad (3)$$

$$LCL_t = \mu_0 - 3 * \frac{\sigma_0}{\sqrt{t}} \quad (4)$$

3.2 NPCC based on the Mood Statistic for dispersion

Statistics Mood is one of the strongest non-parametric statistics. Suppose that a reference sample of the size m , denoted by $X = (X_1, X_2, \dots, X_m)$ is from an in-control process and that $Y = (Y_1, \dots, Y_n)$ denotes an arbitrary test sample of size n . Let $R_1 < R_2 < \dots < R_n$ be the combined-samples ranks of the X -value in an increasing order of magnitude. Then we have the following control chart based on Mood:

$$M_{m,n} = \sum_{i=1}^m \left(R_i - \frac{N+1}{2} \right)^2, \text{ where } N = m+n \quad (5)$$

In addition, we know the mean and variance of the statistic $M_{m,n}$ as

$$E(M_{m,n}) = \frac{m(N^2 - 1)}{12} \quad (6)$$

$$\text{var}(M_{m,n}) = \frac{mm(N+1)(N^2 - 4)}{180} \quad (7)$$

The chart signal of the proposed Mood chart as the charting statistic is

$$M_{m,n} < L_{mn} \text{ or } M_{m,n} > U_{mn}$$

where $L_{m,n}$ and $U_{m,n}$ denote the lower (LCL) and upper (UCL) control limits, respectively.

For large sample sizes, we may use the control limits by

$$UCL = U_{mn} = E(M_{m,n}) + c^* \sqrt{\text{var}(M_{m,n})} \quad (8)$$

$$LCL = L_{mn} = E(M_{m,n}) - c^* \sqrt{\text{var}(M_{m,n})} \quad (9)$$

where c is selected to satisfy the ARL (ARL is Average Run Length). It is an average number of the points plotted within the limits of a control chart when evaluating the process behaviour of the $M_{m,n}$ control chart. [9]

4. Robust methods

The robust methods are one group of the most commonly used statistical methods when the underlying normality assumption is violated. These methods offer useful and viable alternative to the traditional statistical methods and they can provide more accurate results. By a robust estimator we mean an estimator which is insensitive to changes in the underlying distribution and is also resistant to the presence of outliers.

4.1 Mad Robust Control Chart

The median absolute deviation from the sample median (MAD) is considered to be one of the good robust estimators. Due to the good properties of this estimator it will be used as an alternative to the sample standard deviation. The MAD for a random sample of the size n observations x_1, x_2, \dots, x_n , is defined as follows:

$$MAD = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \text{median}|X_i - MD_j|; \quad i = 1, 2, \dots, n \quad (10)$$

where MD is the sample median.

Thus we may set the control limits and central line for the Shewhart S-control chart based on

$$\overline{MAD} = \frac{\sum_{i=1}^m MAD_i}{m} \quad (11)$$

$$LCL = c_4 \sigma - 3\sigma \sqrt{1 - c_4^2} = c_4 b_n \overline{MAD} - 3b_n \overline{MAD} \sqrt{1 - c_4^2} = B_5 b_n \overline{MAD} = B_5^* \overline{MAD} \quad (12)$$

$$CL = c_4 \sigma = c_4 b_n \overline{MAD} = c_4^* \overline{MAD} \quad (13)$$

$$UCL = c_4 \sigma + 3\sigma \sqrt{1 - c_4^2} = c_4 b_n \overline{MAD} + 3b_n \overline{MAD} \sqrt{1 - c_4^2} = B_6 b_n \overline{MAD} = B_6^* \overline{MAD} \quad (14)$$

$$c_4 = \frac{E(\bar{S})}{\sigma} \cong \frac{4^*(n-1)}{4n-3} * c_4^* = b_n c_4 \quad (15)$$

$$B_5^* = B_5 b_n = b_n \left(c_4 - 3\sqrt{1 - c_4^2} \right) \quad (16)$$

$$B_6^* = B_6 b_n = b_n \left(c_4 + 3\sqrt{1 - c_4^2} \right) \quad (17)$$

The values of the control limit factors c_4^* , B_5^* and B_6^* and the correction factor b_n for different values of n are calculated and given in Tab. 1 [2].

Now, when the LCL and UCL and the central line CL are calculated, the values of MAD are plotted on the chart. If any of the plotted MAD's is falling outside the control limits the process is considered to be out of control [2].

5. Example

Control charts described in the previous chapters were applied to the data that did not meet the assumption of normal probability distribution. One hundred values were generated from the binomial distribution in twenty-five subgroups of the range five. The generated data can be seen in Tab. 1.

Tab. 1 Calculated data
Tab. 1 Vypočítaná data

Subgroup	x ₁	x ₂	x ₃	x ₄	x ₅
1	33.05	32.50	29.69	31.78	31.07
2	32.65	31.30	29.11	30.34	33.71
3	36.42	29.83	30.46	32.88	29.18
4	34.43	34.63	23.27	32.49	32.43
5	32.76	34.25	36.09	34.52	36.93
6	35.26	25.67	30.76	32.55	32.28
7	26.15	28.99	29.67	29.63	31.18
8	30.44	31.51	28.42	29.54	31.78
9	29.30	31.68	33.48	28.31	30.93
10	32.94	32.72	32.37	28.70	30.68
11	29.49	31.08	28.62	35.93	31.05
12	26.98	33.43	28.44	31.73	40.45
13	29.35	30.02	30.39	29.58	35.90
14	29.50	33.05	34.12	26.86	36.79
15	31.30	31.10	29.10	28.78	32.16
16	29.51	30.54	31.96	41.52	26.38
17	29.71	26.87	25.29	32.70	36.00
18	36.68	28.81	31.18	42.84	30.92
19	28.80	29.89	23.16	30.93	32.71
20	30.87	31.09	29.60	28.87	31.43

5.1 Nonparametric Progressive Mean Control Chart

First of all, it is necessary to calculate the progressive mean (PM) according to the Eq. (1). The resulting values are presented in Tab. 2.

Tab. 2 Progressive mean
Tab. 2 Progresivní průměr

Subgroup	x ₁	x ₂	x ₃	x ₄	x ₅	PM _t
1	33.05	32.50	29.69	31.78	31.07	31.62
2	32.65	31.30	29.11	30.34	33.71	31.52
3	36.42	29.83	30.46	32.88	29.18	31.60
4	34.43	34.63	23.27	32.49	32.43	31.56
5	32.76	34.25	36.09	34.52	36.93	32.23
6	35.26	25.67	30.76	32.55	32.28	32.08
7	26.15	28.99	29.67	29.63	31.18	31.65
8	30.44	31.51	28.42	29.54	31.78	31.49
9	29.30	31.68	33.48	28.31	30.93	31.41
10	32.94	32.72	32.37	28.70	30.68	31.41
11	29.49	31.08	28.62	35.93	31.05	31.40
12	26.98	33.43	28.44	31.73	40.45	31.47
13	29.35	30.02	30.39	29.58	35.90	31.43
14	29.50	33.05	34.12	26.86	36.79	31.48
15	31.30	31.10	29.10	28.78	32.16	31.41
16	29.51	30.54	31.96	41.52	26.38	31.45
17	29.71	26.87	25.29	32.70	36.00	31.37
18	36.68	28.81	31.18	42.84	30.92	31.52
19	28.80	29.89	23.16	30.93	32.71	31.39
20	30.87	31.09	29.60	28.87	31.43	31.34

And subsequently it is possible to calculate the central line and control limits according to the Eqs. (2) – (4).

$$UCL_t = \mu_0 + 3 * \frac{\sigma_0}{\sqrt{t}} = 30.5 + 3 * \frac{5}{\sqrt{100}} = 3$$

$$CL_t = \mu_0 = 30.5$$

$$LCL_t = \mu_0 - 3 * \frac{\sigma_0}{\sqrt{t}} = 30.5 - 3 * \frac{5}{\sqrt{100}} = 29$$

Now, it is possible to construct a control chart that is shown in Fig. 2.

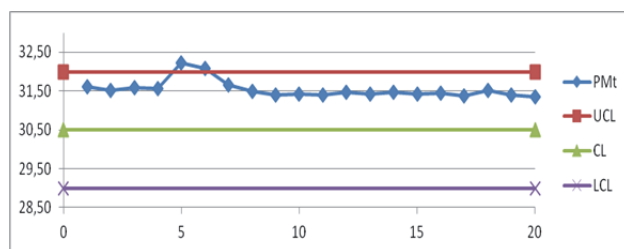


Fig. 2 NPCC of the progressive mean
Obr. 2 Neparameický regulační diagram progresivního průměru

5.2 Nonparametric Control Chart Based on the Mood Statistics

As the first step, it is necessary to calculate the Mood statistic. The resulting values are presented in Tab. 3.

Tab. 3 Calculated values of the Mood statistics
Tab. 3 Vypočítané hodnoty Moodovy statistiky

Subgroup	x ₁	x ₂	x ₃	x ₄	x ₅	M5.20
1	33.05	32.50	29.69	31.78	31.07	1740.17
2	32.65	31.30	29.11	30.34	33.71	1709.74
3	36.42	29.83	30.46	32.88	29.18	1793.29
4	34.43	34.63	23.27	32.49	32.43	1789.87
5	32.76	34.25	36.09	34.52	36.93	2411.42
6	35.26	25.67	30.76	32.55	32.28	1725.83
7	26.15	28.99	29.67	29.63	31.18	1313.41
8	30.44	31.51	28.42	29.54	31.78	1510.25
9	29.30	31.68	33.48	28.31	30.93	1590.01
10	32.94	32.72	32.37	28.70	30.68	1720.78
11	29.49	31.08	28.62	35.93	31.05	1694.66
12	26.98	33.43	28.44	31.73	40.45	1956.10
13	29.35	30.02	30.39	29.58	35.90	1659.08
14	29.50	33.05	34.12	26.86	36.79	1878.40
15	31.30	31.10	29.10	28.78	32.16	1537.64
16	29.51	30.54	31.96	41.52	26.38	1932.27
17	29.71	26.87	25.29	32.70	36.00	1539.61
18	36.68	28.81	31.18	42.84	30.92	2352.67
19	28.80	29.89	23.16	30.93	32.71	1347.83
20	30.87	31.09	29.60	28.87	31.43	1513.81

And subsequently it is possible to calculate the central line and control limits according to the Eqs. (8) and (9).

$$UCL = U_{mn} = E(M_{m,n}) + c * \sqrt{var(M_{m,n})} = 1736 + 2.78 * \sqrt{74369} = 2494.5$$

$$LCL = L_{mn} = E(M_{m,n}) - c * \sqrt{var(M_{m,n})} = 1736 - 2.78 * \sqrt{74369} = 977$$

Now, it is possible to construct a control chart that is shown in Fig. 3.

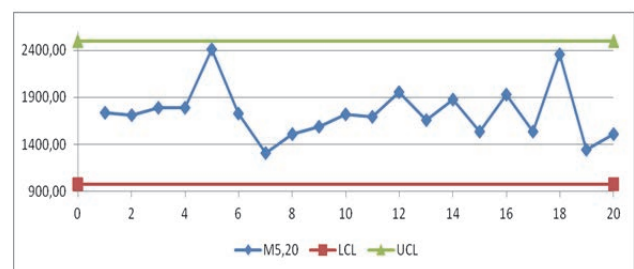


Fig. 3 NPCC based on Mood statistics
Obr. 3 Neparameický regulační diagram založený na Moodově statistice

5.3 Mad Robust Control Chart

First of all, it is necessary to calculate the MAD according to the Eq. (10). The resulting values are presented in Tab. 4.

Tab. 4 Calculated MAD values

Tab. 4 Vypočítané hodnoty MAD

Subgroup	x ₁	x ₂	x ₃	x ₄	x ₅	MD	MAD
1	33.05	32.50	29.69	31.78	31.07	31.78	29.76343
2	32.65	31.30	29.11	30.34	33.71	31.30	42.90212
3	36.42	29.83	30.46	32.88	29.18	30.46	63.89889
4	34.43	34.63	23.27	32.49	32.43	32.49	83.03903
5	32.76	34.25	36.09	34.52	36.93	34.52	37.35204
6	35.26	25.67	30.76	32.55	32.28	32.28	70.73537
7	26.15	28.99	29.67	29.63	31.18	29.63	35.43301
8	30.44	31.51	28.42	29.54	31.78	30.44	33.11425
9	29.30	31.68	33.48	28.31	30.93	30.93	46.97075
10	32.94	32.72	32.37	28.70	30.68	32.37	39.05715
11	29.49	31.08	28.62	35.93	31.05	31.05	55.25724
12	26.98	33.43	28.44	31.73	40.45	31.73	114.7288
13	29.35	30.02	30.39	29.58	35.90	30.02	45.74974
14	29.50	33.05	34.12	26.86	36.79	33.05	90.44829
15	31.30	31.10	29.10	28.78	32.16	31.10	34.68239
16	29.51	30.54	31.96	41.52	26.38	30.54	109.3237
17	29.71	26.87	25.29	32.70	36.00	29.71	102.7724
18	36.68	28.81	31.18	42.84	30.92	31.18	123.0551
19	28.80	29.89	23.16	30.93	32.71	29.89	72.55145
20	30.87	31.09	29.60	28.87	31.43	30.87	25.15334

And subsequently it is possible to calculate the central line and control limits according to the Eqs. (12) – (14).

$$UCL = B_6^* \overline{MAD} = 2.369 * 62.8 = 148.8$$

$$CL = c_4^* \overline{MAD} = 1.134 * 62.8 = 71.2$$

$$LCL = B_5^* \overline{MAD} = 0 * 62.8 = 0$$

Now, it is possible to construct a control chart that is shown in Fig. 4.

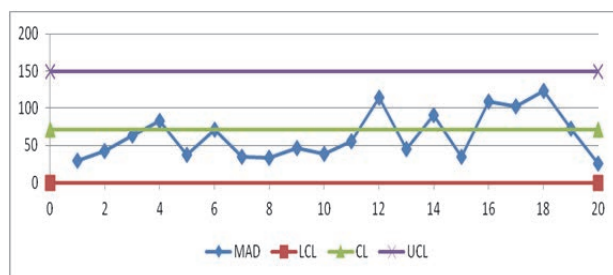


Fig. 4 MAD robust control chart

Obr. 4 Robustní regulační diagram MAD

Conclusions

We can see the resulting progressive mean control chart that the process looks like to be out of control (the point in the fifth subgroup is outside the limit), in spite of the fact that no real non-random cause has influenced the process. In the NPCC based on the Mood statistics, the point in the fifth subgroup is approaching the upper control limit. Only the robust control chart MAD shows no indication that the process was out of control.

Statistical non-stability signal in the progressive mean control chart is due to non-normal data, not by effect of non-random causes of variation. It follows that NPCC progressive mean has a greater risk of false signal in our example and it is the least effective. For the NPCC based on the Mood statistics, the false risk is smaller as compared to the previous chart. The robust control chart MAD seems to be the best, as it shows no signs of non-stability and is the only one that respects non normality of the data. We can say that the robust control charts are less sensitive to deviations from normality. These conclusions must be verified in other cases.

The aim of this article is to answer the question - how it is possible to control the production process when the basic assumptions for application of the classic SPC methods are not met. The aim of the next work is a detailed look at how to control the production process, which violates of the basic assumptions about the data and creating a methodology for production process control that do not meet these assumptions. The results of the work will contribute to the development of, for example, statistical process control and capability evaluation. The proposed methodology could help in the decision-making processes in practice.

Acknowledgement

The work was supported by the specific university research of the Ministry of Education, Youth and Sports of the Czech Republic No. SP2017/63.

References

- [1] ABBASI, S. A. et al. Nonparametric Progressive Mean Control Chart for Monitoring Process Target. *Quality and Reliability Engineering International*. 29 (2013) 7, 1069-1080. DOI: 10.1002/qre.1458. ISSN 07488017. Available also at: <http://doi.wiley.com/10.1002/qre.1458>
- [2] ABU-SHAWIESH, M. O. A. A Simple Robust Control Chart Based on MAD. *Journal of Mathematics and Statistics. Science Publications*. 4 (2008) 2, 102–107. ISSN 1549-3644.
- [3] D'AGOSTINO, R. B. et al. *Goodness-of-fit techniques*. New York: M. Dekker. 1986. ISBN 0824774876.
- [4] CHAKRABORTI, S. et al. *Nonparametric Control Charts: An Overview and some Results*. *Journal of Quality Technology*. 33 (2001) 3, 304–316.
- [5] JAROŠOVÁ, E. et al. *Pokročilejší metody statistické regulace procesu [Advanced methods of statistic process control]*. 1st ed.. Praha: Grada Publishing. 2015. ISBN 978-80-247-5355-3.
- [6] KOTLORZ, L. *Testy normality*. (Bakalářská práce) [Normality test (Bachelor thesis)] Praha: Karlova Univerzita v Praze. 2012.

- [7] MADANSKY, A. *Prescriptions for Working Statisticians*. New York: Springer-Verlag, c1988. ISBN 0387966277. Available also at: <http://link.springer.com/10.1007/s00170-009-2439-3>.
- [8] MILDE, D. *Transformace dat* [Data transformation] [online]. In p. 3 [cit. 2016-10-05]. Available at: <http://ach.upol.cz/user-files/intranet/06-transformacedat-2011-1320420382.pdf>
- [9] MURAKAMI, H. et al. A Nonparametric Control Chart Based on the Mood Statistic for Dispersion. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 49 (2010) 5-8). pp. 757-763. DOI: 10.1007/s00170-009-2439-3. ISSN 0268-3768.
- [10] NENADÁL, J. et al. *Moderní management jakosti: principy, Postupy, metody* [Modern quality control: principles, procedures, methods]. 1st edition, Praha: Management Press. 2008. 377 pp. ISBN 978-80-7261-186-7.
- [11] ŠALDA, Z. *Nejistoty měření a statistické modely*. (Bakalářská práce) [Measurement uncertainty and statistical methods, (Bachelor thesis)], Brno: VUT Brno. 2010.

Další investice do výroby pružinové oceli pro automobilový průmysl v ArcelorMittal Ostrava

ArcelorMittal Ostrava investuje do přestavby chladicího lože pro řízené chlazení pružinové oceli na středoemné válcovně. Zakázku v hodnotě 80 mil. korun získala dceřiná společnost ArcelorMittal Engineering Products Ostrava. Svým rozsahem i hodnotou patří projekt mezi největší dosud realizované zakázky v historii kunčické strojírně. Přestavba zajistí lepší vlastnosti pružinové oceli, která nachází uplatnění zejména v automobilovém průmyslu a nákladní přepravě. Výrobek s vysokou přidanou hodnotou vyvinula ostravská huť v loňském roce a vyrábí jej jako jediný podnik ArcelorMittal v Evropě.

„Investice nám umožní dodávat na trh větší objem pružinové oceli, a je tak dalším krokem ve zvyšování podílu výrobků s vysokou přidanou hodnotou v naší produkci. Chceme si tak zajistit lepší konkurenceschopnost,“ říká Vijay Mahadevan, generální ředitel a předseda představenstva ArcelorMittal Ostrava.

Řízené chlazení umožní hutí garantovat u plochých tyčí pro výrobu pružin maximální tvrdost, jakou požadují zákazníci, a dodávat tak na trh vyšší objemy tohoto výrobku. Výrobu pružinové oceli, která nachází uplatnění jako součást závěsného systému vozidel, zahájila ArcelorMittal Ostrava v loňském roce. Zavedení produkce tohoto nového výrobku s vysokou přidanou hodnotou si vyžádalo investici do středoemné válcovny ve výši více než 210 mil. korun.

„Komponenty jsme začali vyrábět na počátku letošního roku a na konci roku bude nové chladicí lože připraveno k odzkoušení. Projekt je časově náročný, protože se jedná o výrobu složitých strojírenských celků. Ty musíme s vysokou přesností instalovat v průběhu dvou 12hodinových odstávek chladicího lože měsíčně, určených pro běžnou údržbu, aby nebyl ovlivněn provoz a výroba válcovny,“ popisuje Radim Holoubek, obchodně-technický zástupce strojírně ArcelorMittal Engineering Products Ostrava, který zásadním způsobem přispěl k získání zakázky.

-z tiskové zprávy-



Indonéské rozhodnutí by mohlo odlehčit výrobce ušlechtilých ocelí

Stahl Aktuell

17.01.2017

Spolkové ministerstvo vzdělávání a výzkum podpoří projekt na vývoj nové oceli v Max-Planck institutu pro výzkum železa v Düsseldorfu částkou 1,5 milionu €. Těžko hledat něco společného v pojmech jako jsou větrné turbíny a železnice. Přesto mají něco společného: tzv. bílé naleptávané praskliny (White Etching Cracks), do značné míry zatím nevysvětlený škodlivý mechanismus, který se v nepředpověditelné době vyskytuje na mechanických kontaktních bodech a ročně způsobuje enormní škody. Proto jsou na celém světě železniční koleje v pravidelných intervalech obrušovány, aby se těmto škodám zabránilo. Ještě dramatictější je situace u větrných elektráren, kde se podobné jevy vyskytují také a jejichž převodové mechanismy mohou být vyměňovány jen s velkými náklady. Tvorba těchto prasklin probíhá na tak malých délkových škálách, že nemohla být doposud zkoumána ani nejmodernějšími mikroskopy.

Zprávy z HŽ, a.s.

Hutní výroba v ČR a SR

Meziroční porovnání měsíčních a postupných hutních výrob roku 2017 a 2016

	Výroba *)			Výroba	Index	Výroba	Index	Výroba	Index
	leden	únor	leden-únor	leden		únor		leden-únor	
	2017	2017	2017	2016	2017/16	2016	2017/16	2016	2017/16
	tis. t			tis. t	%	tis. t	%	tis. t	%
KOKS									
CELKEM	296,76	269,08	565,83	241,35	122,96	230,36	116,80	471,71	119,95
z toho (HŽ) ČR	158,67	143,57	302,24	108,13	146,74	107,49	133,57	215,62	140,17
(HŽ) SR	138,09	125,50	263,59	133,22	103,65	122,87	102,14	256,10	102,93
AGLOMERÁT									
CELKEM	814,38	769,96	1584,35	798,63	101,97	760,40	101,26	1559,03	101,62
z toho ČR	479,08	467,96	947,05	492,53	97,27	475,30	98,46	967,83	97,85
SR	335,30	302,00	637,30	306,10	109,54	285,10	105,93	591,20	107,80
SUROVÉ ŽELEZO									
CELKEM	706,97	655,87	1362,84	647,20	109,24	603,74	108,63	1250,94	108,95
z toho ČR	347,09	326,28	673,37	331,76	104,62	336,66	96,92	668,42	100,74
SR	359,88	329,59	689,46	315,44	114,09	267,08	123,40	582,52	118,36
SUROVÁ OCEL									
CELKEM	866,15	806,05	1672,20	788,32	109,87	759,45	106,14	1547,77	108,04
z toho ČR	437,05	409,68	846,73	412,93	105,84	431,77	94,88	844,70	100,24
SR	429,10	396,37	825,47	375,39	114,31	327,67	120,97	703,07	117,41
KONTISLITKY									
CELKEM	834,79	773,50	1608,29	754,39	110,66	721,25	107,24	1475,64	108,99
z toho ČR	406,29	377,73	784,02	379,75	106,99	394,32	95,79	774,07	101,29
SR	428,50	395,77	824,27	374,64	114,37	326,93	121,06	701,58	117,49
BLOKOVNY									
CELKEM	59,62	51,89	111,51	50,61	117,81	49,32	105,21	99,93	111,59
z toho ČR	59,62	51,89	111,51	50,61	117,81	49,32	105,21	99,93	111,59
SR	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
VÁLCOVANÝ MATERIÁL									
CELKEM	787,72	788,57	1576,30	712,30	110,59	724,33	108,87	1436,63	109,72
z toho ČR	443,71	418,00	861,71	394,12	112,58	420,16	99,49	814,28	105,82
SR	344,01	370,57	714,58	318,18	108,12	304,16	121,83	622,35	114,82
TRUBKY									
CELKEM	51,96	52,14	104,10	55,10	94,29	57,69	90,38	112,79	92,29
z toho ČR	32,90	31,86	64,76	37,38	88,01	39,82	80,01	77,20	83,89
SR	19,05	20,28	39,33	17,72	107,55	17,87	113,47	35,59	110,52
TAŽENÁ, LOUPANÁ, BROUŠENÁ OCEL									
CELKEM = (HŽ) ČR	22,45	18,73	41,18	22,20	101,11	20,57	91,03	42,78	96,26
STUDENÁ PÁSKA KLASICKÁ									
CELKEM = (HŽ) ČR	1,30	1,38	2,69	1,16	112,41	1,19	116,22	2,35	114,34

POZNÁMKA: *) Za poslední měsíc jsou údaje předběžné.

Zpracoval: Hutnictví železa, a.s. - Ing. Ludvík Vala

Hutní výroba v ČR a SR

Meziroční porovnání měsíčních a postupných hutních výrob roku 2017 a 2016

	Výroba *)			Výroba	Index	Výroba	Index	Výroba	Index
	únor	březen	leden- březen	únor		březen		leden- březen	
	2017	2017	2017	2016	2017/16	2016	2017/16	2016	2017/16
	tis. t			tis. t	%	tis. t	%	tis. t	%
KOKS									
CELKEM	269,08	300,55	866,38	230,36	116,80	264,69	113,55	736,40	117,65
z toho (HŽ) ČR	143,57	160,39	462,63	107,49	133,57	129,54	123,82	345,16	134,04
(HŽ) SR	125,50	140,16	403,75	122,87	102,14	135,15	103,71	391,24	103,20
AGLOMERÁT									
CELKEM	769,96	814,40	2 398,74	760,40	101,26	815,13	99,91	2 374,16	101,04
z toho ČR	467,96	497,80	1 444,84	475,30	98,46	511,83	97,26	1 479,66	97,65
SR	302,00	316,60	953,90	285,10	105,93	303,30	104,39	894,50	106,64
SUROVÉ ŽELEZO									
CELKEM	655,87	671,61	2 034,45	603,74	108,63	708,91	94,74	1959,84	103,81
z toho ČR	326,28	347,19	1020,56	336,66	96,92	361,41	96,06	1029,83	99,10
SR	329,59	324,42	1013,89	267,08	123,40	347,49	93,36	930,02	109,02
SUROVÁ OCEL									
CELKEM	806,05	849,05	2521,24	759,45	106,14	883,04	96,15	2430,81	103,72
z toho ČR	409,68	446,89	1293,62	431,77	94,88	467,59	95,57	1312,29	98,58
SR	396,37	402,15	1227,62	327,67	120,97	415,45	96,80	1118,51	109,75
KONTISLITKY									
CELKEM	773,50	810,31	2418,60	721,25	107,24	842,65	96,16	2318,29	104,33
z toho ČR	377,73	408,76	1192,78	394,32	95,79	427,94	95,52	1202,01	99,23
SR	395,77	401,55	1225,82	326,93	121,06	414,71	96,83	1116,28	109,81
BLOKOVNY									
CELKEM	51,89	56,18	167,69	49,32	105,21	55,70	100,86	155,63	107,75
z toho ČR	51,89	56,18	167,69	49,32	105,21	55,70	100,86	155,63	107,75
SR	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
VÁLCOVANÝ MATERIÁL									
CELKEM	788,57	820,59	2396,88	724,33	108,87	839,28	97,77	2275,91	105,32
z toho ČR	418,00	446,05	1307,76	420,16	99,49	469,73	94,96	1284,02	101,85
SR	370,57	374,54	1089,13	304,16	121,83	369,55	101,35	991,89	109,80
TRUBKY									
CELKEM	52,14	62,77	166,86	57,69	90,38	57,48	109,19	170,28	98,00
z toho ČR	31,86	40,51	105,27	39,82	80,01	39,04	103,76	116,25	90,56
SR	20,28	22,26	61,59	17,87	113,47	18,44	120,69	54,03	113,99
TAŽENÁ, LOUPANÁ, BROUŠENÁ OCEL									
CELKEM = (HŽ) ČR	18,73	22,79	63,97	20,57	91,03	21,52	105,90	64,30	18,73
STUDENÁ PÁSKA KLASICKÁ									
CELKEM = (HŽ) ČR	1,38	1,48	4,17	1,19	116,22	1,23	120,65	3,58	116,50

POZNÁMKA: *) Za poslední měsíc jsou údaje předběžné.

Zpracoval: Hutnictví železa, a.s. - Ing. Ludvík Vala

Společenská kronika

Odešel Ing. Jan Morávka, Ph.D.

Odchody blízkých spolupracovníků nás vždy zasáhnou a jsou pokaždé smutné. V březnu zemřel ve věku 62 let náš kolega Ing. Jan Morávka, Ph.D., vědecko-výzkumný pracovník ve společnosti Materiálový a metalurgický výzkum, dlouholetý autor a recenzent časopisu Hutnické listy. Pro celou odbornou společnost představuje jeho odchod citelnou ztrátu.

Ing. Jan Morávka se narodil v Piešťanech, kde také vystudoval střední průmyslovou školu zaměřenou na měřicí a automatizační techniku. Ve studiích pokračoval na VŠDS v Žilině absolvováním fakulty strojní a elektrotechnické se specializací kybernetika v dopravě a spojích. A odborné vzdělání si doplňoval po celý život. V letech 1988 až 1990 absolvoval postgraduální studium na VŠB Ostrava zaměřené na specializaci "Moderní metody a prostředky automatického řízení a ASŘ". V roce 2000 dokončil doktorské studium na VŠB – TU Ostrava v mezinárodním studiu Automatizace technologických procesů. Ing. Morávka se podílel na řešení výzkumných úkolů a technologických problémů, byl spoluautorem 4 přihlášek vynálezů a autorských osvědčení a 7 zlepšovacích návrhů. Pravidelně publikoval v odborném tisku a přednášel na tuzemských i mezinárodních konferencích. Byl autorem nebo spoluautorem 109 odborných příspěvků v odborných i vědeckých časopisech a na odborných i vědeckých konferencích a seminářích v tuzemsku a zahraničí a autorem, či spoluautorem několika desítek výzkumných a technických zpráv.

Ing. Morávka měl kromě své rodiny čtyři velké lásky. První z nich se stala jeho profesí, a to věda, které se věnoval doslova dnem i nocí, ve svém oboru získal doktorát v oboru kybernetiky. Další celoživotní láskou pro něj byla hudba. Hrál na několik hudebních nástrojů, rozepisoval a aranžoval písně pro různé hudební soubory. Třetí velkou zálibou bylo hluboké studium Bible. Velmi rád o teologických tématech diskutoval s laiky i fundovanými odborníky a všechny názory si znovu pečlivě ověřoval v knihách své obsáhlé knihovny. V ní čerpal také poznatky o své čtvrté velké lásce – Izraeli.

A jak na Ing. Morávku vzpomínají jeho kolegové? „Spolupracovali jsme více než 15 let a díky němu a jeho znalostem jsem se mnohému naučil a přiučil," vzpomíná na svého profesního kolegu prof. Karel Michalek, vedoucí katedry metalurgie a slévárenství VŠB – TU



Ostrava. „Jenda velmi rychle vstřebával poznatky, které nesouvisely s jeho původní profesí vynikajícího matematika a kybernetika, a často mě doslova překvapoval, jak dovedl zvládnout oblast metalurgie výroby oceli, válcování a další hutnické obory. Jeho všestrannost vyplývala z hlubokých teoretických znalostí matematiky a zejména matematické statistiky, logického myšlení a systémových postupů, které uměl dokonale využít pro analýzu i složitých metalurgických dějů a jejich popisů. Své práce pak tvořil až s neobyčejnou lehkostí právě díky hlubokému rozhledu v oblasti vědní statistiky. Statistiku přitom používal velmi profesionálně, ale současně tak, aby její výsledky byly pochopitelné i laické veřejnosti.

Díky jeho znalostem se například podařilo vyřešit řadu neobyčejně složitých odborných problémů v Trineckých železárnách – mimo jiné například verifikace směsných oblastí na ZPO a implementace navržených algoritmů do provozní praxe a řadu dalších. Ale Jenda Morávka nebyl jen vynikající odborník, byl zejména vynikající člověk. Nikdy neodmítl pomoc, vždy se snažil vyhovět a poradit méně zkušeným, a to i na úkor svého volného času. Přísloušně ukázkové byly jeho vybrané přednášky ze statistiky pro studenty FMMI VŠB–TUO. Dokázal své posluchače nadchnout jednoduchým vysvětlováním tématu, reakcemi na položené otázky a také ochotou. Velmi rád pomáhal studentům doktorandského studia i mladým kolegům ve výzkumném ústavu, předával jim cenné rady a měl velkou radost z jejich odborných posunů. Byl to člověk neobyčejně pokorný, přitom měl rád humor a společnost. Jeho všestrannost dokumentuje i to, že byl nadaným hudebníkem s absolutním sluchem, který kromě jiného rozepisoval notové partitury pro členy hudebního souboru Halevaj, v němž působil i se svou manželkou."

Ing. Jan Morávka, Ph.D. sice odešel, ale jeho myšlenky, postoje, jeho vědecké poznatky i lidské odkazy budou žít i nadále...

Čest jeho památce!

-red-

Prof. Ing. Zdeněk Bůžek, CSc. navždy odešel před deseti lety

Prof. Ing. Zdeněk Bůžek, CSc. se narodil dne 27. 2. 1930 v Kročehlavech u Kladna a zemřel 25. 4. 2007 v Ostravě. Jeho metalurgické začátky jsou spojeny právě s kladenskými hutěmi. Vědeckou výchovu absolvoval na Moskevském ústavu metalurgie u akademika Samarina, který pro něj zůstal po celý život vzorem. A doplňme, že školitelem pana akademika byl vědec světového jména prof. Chapman, takže u prof. Bůžka se přeneseně projevil i Chapmanův odborný vliv.

Po návratu ze studií v Moskvě na katedru ocelářství hutnické fakulty Vysoké školy báňské v Ostravě se tehdy ještě docent Bůžek zaměřil na výstavbu Ústavu elektrometalurgie. Velice trpělivě si vytvářel řešitelský kolektiv především z mladých aspirantů zaměřených na metalurgii. Doplňoval jej i o strojaře, elektrikáře, odborníky na automatizaci, logistiku, ekonomy a další obory. Tak se jeho týmu zdařilo řešit problémy české a řekněme do jisté míry i světové elektrometalurgie komplexně. Prof. Bůžek se maximálně snažil o interdisciplinární přístup při řešení snad všech úkolů, kterým se v metalurgii věnoval.

Připomeňme si některé rysy pana docenta. V první řadě žádnou novou myšlenku nikdy neodmítl. Ve všem hledal něco užitečného, uchopitelného. Měl vynikající paměť a myslel značně rychleji než hovořil. To snad někdy vedlo i k tomu, že mu někdy posluchač neznalý situace a plně nesoustředěný ani neporozuměl. Vyznačoval se obrovskou pracovitostí. Prof. Bůžek byl snad až extrémně pracovitý. Na své diplomanty, aspiranty a později doktorandy byl velice náročný. Sám šel v práci příkladem. Dokázal pro své myšlenky nadchnout své aspiranty a spolupracovníky tak, že chodili na katedru často i v neděli. Na druhé straně byl velice spravedlivý a také velmi lidský a přístupný.

Je známá jeho politická situace v roce 1968 a jeho následný nucený odchod z fakulty do staré ocelárny ve Vítkovických železárnách. I když byla jeho vědecká a výzkumná práce přerušena, nezatrpkal a na odborných tématech v provozu pracoval dál. V roce 1972 byl iniciátorem 1. konference elektroocelářů. Konferenci slévačů „Výroba oceli na odlitky“ se prof. Bůžek zúčastňoval od roku 1972 a jeho tradiční úvodní referát na téma současnosti a budoucí vývoj elektrometalurgie byl pro mnohé slévače a oceláře inspirující pro další práci. Přes všechny zákazy a omezení, tak typické pro tehdejší dobu, se prof. Bůžek zúčastnil řešení mnohých projektů a přispěl významnou měrou k rozvoji metalurgie. Systematickou vědeckou práci však vykonávat nemohl. Přes všechna omezení se stal zakladatelem československé metalurgické školy a i mnozí slévači se považují za jeho žáky. Jeho mottem, které si za své vzala vědecká i pracovní komunita v oboru, bylo: „Věda, výzkum, vývoj, výroba, užití“. V roce 1989 byl prof. Bůžek, tehdy stále ještě s titulem doc., rehabilitován a v následujícím roce byl jmenován profesorem. Po roce 1990 všechny vědecké aspiranty, kteří museli spolu s ním z politických důvodů z vysoké školy odejít nebo jim bylo přerušeno, příp. zastaveno

aspirantské studium, dovedl k obhajobě dizertačních prací.

Na začátku roku 1990 začal s organizací konferencí „Sekundární metalurgie“, „Kyslíkové pochody“ a zejména s prací na mnohých projektech pro průmysl. Stal se členem 10 komisí GAČR a řešil několik grantových projektů. Byl aktivním členem redakční rady časopisu *Hutnické listy*, ve kterém často publikoval. Navázal na svoje předchozí práce a věnoval se periodicitě interakčních koeficientů. Slévačům je znám z činnosti v odborné komisi Výroba oceli na odlitky a z odborných akcí pořádaných touto komisí, v neposlední řadě pak jako tradiční autor úvodních teoretických přednášek pravidelně konaných Celostátních školení tavičů oceli. Oceláři si jej budou připomínat ze svých seminářů a z minulých ročníků konference Oceláři. Právem po něm Český svaz sléváren nazval svoji cenu, kterou uděluje za mimořádné tvůrčí přístupy k řešení problémů slévárenství. Cenu lze také udělit za mimořádné a netradiční přístupy k hledání východisek otázek zkoumaných v tomto oboru. Uvedené vyznamenání obdrží také osoby, které se mimořádně zasloužily o výchovu a vzdělávání nových mladých odborníků ve slévárenství. Toto jsou přístupy Českého svazu sléváren, které zrcadlí postoj prof. Bůžka k práci v oboru ocelářství slévárenství.

Na závěr si připomeňme nastíněný souhrn jeho prací, jak jej zpracovala redakce *Hutnických listů* v publikačním výběru (*Hutnické listy*, 65 (2012, 2, 67-70)). Ve snaze o zhuštění informací neuváděla spoluautory, kteří spolu s panem prof. Bůžkem na člancích spolupracovali. Značná část uvedených publikací je společným dílem skupiny autorů. Autorská spolupráce svědčí o tom, že prof. Bůžek byl typický týmový hráč a uplatňoval zásady kolektivní práce. Z přehledu zpracovaným redakcí vyplývá obrovský rozsah činnosti, které jeho tým zajišťoval.

Uvedme alespoň oborový přehled: fyzikálně-chemické pochody, teorie tavenin, aktivity prvků v tavenině, výroba oceli na odlitky, odlévání oceli, provoz elektrických oboukových pecí, řízení technologického pochodu, koncepce oceláren a sléváren, kyslíkové procesy, nákladovost v ocelárnách a slévárnách, sekundární a mezi-pánvová metalurgie, krycí a rafinační strusky, zvyšování jakosti oceli, vliv příměsí a legur, nerezavějící oceli, speciální litiny, vliv metalurgických činitelů na mechanické vlastnosti oceli, čistota oceli, filtrace, hutní keramika, ocelářské odpady, technologický výskyt, druhotné zpracování odpadů, vč. aplikace plasmové technologie.

Z uvedeného přehledu vyplývá, že před 10 lety nás opustila zcela mimořádná osobnost, která trvale poznamenala českou a slovenskou metalurgii a vychovala řadu významných ocelářů a slévačů. Za to patří profesu Zdeňku Bůžkovi náš velký dík a trvalou vzpomínku!

*Za žáky a spolupracovníky
doc. Ing. Václav Kafka, CSc.*

Konference, výstavy, veletrhy

Konference „Teorie a praxe výroby a zpracování oceli“ se konala letos již po třiatřicáté

Ve dnech 30. až 31. března 2017 se konala v Rožnově pod Radhoštěm tradiční, již 33. celostátní konference s mezinárodní účastí s názvem „Teorie a praxe výroby a zpracování oceli“. Konference se zúčastnilo celkem 64 odborníků z 23 podniků a organizací, 4 vysokých škol a 3 výzkumných ústavů z Česka, Slovenska a z Polska. Mezi hlavní témata 19 odborných referátů patřila mimo jiné technologie primárních výrob oceli, plynulé odlévání oceli, sekundární metalurgie a odlévání ingotů. Dalšími oblastmi úzce navazujícími na primární výrobu a zpracování oceli byly průmysl 4.0, vnitřní čistota, kvalita oceli, fyzikální a numerické modelování procesů, využití žárovzdorných materiálů a nákladovost výroby, její řízení a optimalizace procesů.



Ilustrační foto z jednání konference.

Mnohé z přednášek prezentovaly výsledky projektů podporovaných z operačních programů vědy a výzkumu Ministerstva průmyslu a obchodu ČR, Technologické agentury ČR a MŠMT ČR. Presentaci doprovázela bohatá diskuze, která probíhala i v rámci společenského setkání.

-Organizační výbor konference-

Elektřina a teplo do města přímo z hutních komínů

Začátkem dubna proběhlo ve Vědecko - technologickém parku v Ostravě jednání konsorcia firem evropského projektu PITAGORAS, v rámci kterého byla realizována v italském hutním závodě ORI MARTIN zajímavá technologie využití odpadního tepla k výrobě elektřiny a v zimních měsících také k vytápění nedalekého městečka Brescia.

Zajímavé je, že původní myšlenka na realizaci projektu vznikla právě v Ostravě, kdy ostravská firma ForSTEEL přišla v roce 2010 s konceptem využití odpadního tepla v Arcelor Mittal Ostrava. Zkušenosti z pilotního projektu z Itálie lze považovat za velmi cenné s ohledem na skutečnost, že se jedná o první aplikaci využití odpadního tepla v Evropě jak pro hutní firmu (výroba elektrické energie), tak pro město (teplo pro domácnosti).

Na závěr třídního jednání proběhla veřejná prezentace projektu, na kterou byli pozváni zástupci potenciálních investorů z významných hutních podniků - Arceloru Mittal Ostrava, Třineckých železáren a U.S. Steel Košice. Prezentace se zúčastnili také zástupci kováren (MSV Metal Studénka), sléváren (Viadrus Bohumín), zástupci dodavatelů energií (ČEZ a VEOLIA), zástupci konstrukčních a realizačních firem (Hutní projekt Frýdek-Místek, PAUL WURTH Ostrava,



Foto: Zuzana Ondejková

BKB Metal Ostrava a MAKS-D Košice), zástupci profesních sdružení (Sdružení pro rozvoj Moravskoslezského kraje) a v neposlední řadě odborníci a studenti z VŠB-TUO, konkrétně z Centra ENET, Katedry energetiky a Katedry ochrany životního prostředí v průmyslu. Prezentace se zúčastnilo 67 odborníků z 15 společností z tuzemska i zahraničí. V závěru jednání účastníci diskutovali zejména o ekonomické rentabilitě realizovaného pilotního projektu. „Ze závěrečné diskuze vyplynulo, že technologie odpadního tepla k výrobě elektřiny a k vytápění by se mohla dobře uplatnit i v podmínkách tuzemských hutních společností,“ řekl hlavní organizátor jednání konsorcia Ing. Pavel Szturc, Ph.D., ředitel firmy ForSTEEL.

-Ing. Pavel Szturc, Ph.D.-

26. ročník mezinárodní konference metalurgie a materiálů - METAL 2017



26. ročník mezinárodní konference metalurgie a materiálů METAL 2017 se uskuteční ve dnech 25. - 27. května 2017 v hotelu Voroněž v Brně.

Loňského 25. jubilejního ročníku se zúčastnilo 418 odborníků z České republiky, ale také z Polska, Slovenska, Ruska, Rumunska, Turecka, Rakouska, Německa, Alžíru, Francie či Dánska. Účastníci prezentovali ve 140 přednáškách a ve 249 posterech. Podobnou účast očekávají organizátoři i v letošním roce.

-red-

27. ročník mezinárodní konference – IRON AND STEELMAKING 2017

VYSOKÁ ŠKOLA BÁŇSKÁ - TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA

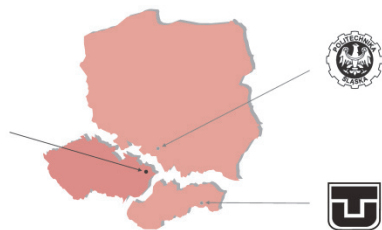
Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství
Katedra metalurgie a slévárenství

POLITECHNIKA ŚLĄSKA

Instytut Technologii Metali

TECHNICKÁ UNIVERZITA V KOŠICIACH

Ústav metalurgie



pořádají

XXVII. INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE

IRON AND STEELMAKING

Hotel DUO, Horní Bečva, Beskydy, Česká republika

4. - 6. 10. 2017

hlavní partner



TRINECKÉ ŽELEZÁŘNY

Zaměření konference

Konference navazuje na tradici předcházejících ročníků, tematicky zaměřené na tyto oblasti:

- Teoretické zákonitosti metalurgických procesů
- Technologie výroby a zpracování surového železa
- Technologie výroby a zpracování oceli
- Výroba a ražina kovů
- Ekologické aspekty výroby kovů
- Modelování metalurgických pochodů

Konferenční poplatek

- 7950,- Kč - účastníci z České republiky
 - 350,- EUR - účastníci ze zahraničí
- V ceně je zahrnuto ubytování, stravné, sborník, Wellness
- vstup do "saunového" světa



<http://www.hotel-duo.cz>

Termíny

do 2. 6. 2017 - zaslání závazné přihlášky
do 30. 6. 2017 - zaplacení konferenčního poplatku
do 15. 9. 2017 - zaslání referátu

Registrace, platby, termíny, doprava, ubytování a informace na

<http://www.fmmi.vsb.cz/iasm2017>

Ze života škol

Petřkovická venuše v podobě klíčenky

Petřkovickou venuši v podobě klíčenky, kterou zařadilo město Ostrava mezi své reklamní předměty na začátku letošního roku, vyráběli studenti Fakulty metalurgie a materiálového inženýrství Vysoké školy báňské – Technické univerzity Ostrava. V úterý 4. dubna předvedli, jak nejprve vymýšleli a pak zhotovovali tisícovku odlitků.

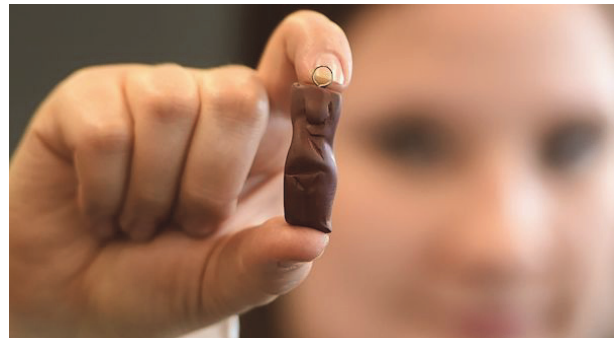
„Město Ostrava oslovilo loni na podzim naší fakultu, zda bychom byli schopni cenově dostupné kopie vyrobit. Nebylo možné, aby se tím zabývali zaměstnanci fakulty, ti mají samozřejmě jiné úkoly. Proto jsem se obrátil na naše studenty,“ řekl vedoucí laboratoře katedry metalurgie a slévárenství Petr Lichý. Nepřekvapilo ho, když se úkolu vymyslet celou technologii výroby a zhotovit potřebných tisíc kusů sošek ujal student magisterského studia Václav Merta, ke kterému se připojily jeho dvě spolužačky Kristýna Konečná a Kristína Adamusová. „Václav je jedním z našich nejlepších studentů,“ konstatoval Petr Lichý.

Tým dostal jako podklad pro další práci kopii Petřkovické venuše v hodnotě několika tisíc korun. „Museli jsme být opatrní, ať se s ní nic nestane, abychom ji vrátili nepoškozenou,“ konstatoval Václav Merta. Nejprve začal prověřovat, který materiál by byl vhodný. „Jsme slévači, takže nás logicky nejprve napadlo, že by odlitky mohly být z kovu. Máme k dispozici nějaké nízkotavitelné materiály. Ale těžko bychom dosáhli potřebné barvy a také na omak by výsledný výrobek působil jinak než originál z krevelu,“ uvedl Václav Merta.

Studenti se proto rozhodli, že odlitky budou dělat z pryskyřice, kterou používají na výrobu modelů. Její výhodou je, že je možné ji zabarvit do potřebného odstínu, po vytvrzení je konečný výrobek pevný, daří se zhotovit přesné tvary. Výroba z pryskyřice je navíc levnější než z kovu.

Dosáhnout červenohnědého zbarvení se podařilo přidáním oxidů železa, které se běžně používají jako barvivo. „Vycházeli jsme z toho, že krevel je železná ruda, tak jsme chtěli nějakou návaznost barvíva na originál. Pro správný odstín jsme museli ještě přimíchat i trochu uhlíkatých přísad, tedy grafitu,“ líčil vedoucí týmu. Testování a příprava zabraly Václavovi Mertovi celý loňský prosinec, v laboratořích trávil téměř veškerý svůj volný čas.

Studenti pak vyrobili formu ze silikonové pryže a v ní odlili první modely. S jejich pomocí zhotovili formy na deset kusů odlitků. Na poslední chvíli se formy musely ještě upravovat, protože v původním zadání chyběl



Kopie Petřkovické venuše v podobě klíčenky.

požadavek na kovová očka. Ty vyráběli studenti z nerezového drátu, který namotávali na kulatinu; pro tisíc sošek udělali s kleštičkami v ruce tisíc kovových oček. Výroba sošek zabrala celý letošní leden.

„Pokud by město potřebovalo v budoucnu další sošky, nebyl by to problém, technologii již zvládáme. Jen bychom museli vyrobit nové formy, ty původní už jsou opotřebované,“ prozradil Václav Merta. „Pro studenty je takové příležitost velmi cenná. Mohou využít znalostí získané teoretickou přípravou, pro něco hmatatelného, užitečného. Myslím, že je to motivující pro další studium. Navíc se během svého úkolu spoustu věcí naučili, třeba jak postupovat při práci v týmu. Zjistili si, že v praxi musí pružně reagovat na potřeby zadavatele a že se vyplatí být kreativní,“ uzavřel Petr Lichý.

Výroba tisícovky venuší byla doposud počtem kusů největší zakázka, kterou fakulta dělala.

-ig-



Studenti Fakulty metalurgie a materiálového inženýrství Vysoké školy báňské - Technické univerzity Ostrava (zleva) Václav Merta, Kristína Adamusová a Kristýna Konečná předvedli 4. dubna výrobu kopií Petřkovické venuše v podobě klíčenky.

FOTO (2): Jaroslav Ožana, ČTK

Hutnictví ve světě

21. ocelářské zasedání deníku Handelsblatt: Hrozí obchodní válka?

Sotva se zotavily ceny oceli a stabilizovaly zisky firem, obávají se německé hutě mezinárodní obchodní války. Počínající řádění protekcionismu pod Donaldem Trumpem ohrožuje růst. V evropském ocelářském průmyslu roste starost, že volný obchod čekají těžké časy. Hutní odvětví sice žije již dlouho s trestnými cly a izolovanými dílčími trhy jako odpověď na subvence a dumpingové exporty, ale poté, co i Evropa výrazně rozšířila svá ochranná opatření před levnou ocelí z Číny a jiných asijských zemí, roste nebezpečí obchodní války. Neboť i Američané ukazují svaly a předhazují evropským a asijským hutím dumping. „Vidíme růst protekcionistických tendencí,“ řekl Hans Jürgen Kerkhoff na 21. ocelářském zasedání deníku Handelsblatt v Düsseldorfu. President WV Stahl varuje před další izolací. Pokud by například USA uvalily vysoká cla na importy oceli nebo výrobky jako auta, která obsahují velká množství oceli, byly by následky pro evropský ocelářský průmysl „znepokojující“. Donald Trump vyhlásil „America First“ jako nejvyšší devízu. Německým ocelářům tak stoupají rizika. USA jsou totiž jedním z největších odbytišť evropské oceli. Koncerny ThyssenKrupp, Salzgitter dodávají přímo do USA více než 700 000 tun oceli. To odpovídá čtvrtině exportu oceli mimo EU. Ještě důležitější jsou nepřímé exporty ocelářů. Auta a stroje, exportované ročně do USA, obsahují 2,5 mil. tun oceli. Jen jedna země je pro německé oceláře ještě důležitější než USA: Velká Británie. Ale i tam izolační mechanismy spíše přibývají, než ubývají. A to se bude s přibližujícím se vystoupením Velké Británie z EU ještě zhoršovat.

Na ocelářském trhu záplava importu

Odvětvový svaz obhajuje otevřené trhy a přitom současně sází na obchodní ochranná opatření. O konci poplachu v evropském ocelářském průmyslu nemůže být při pohledu na světové přebytečné kapacity žádná řeč. Ocelářství sice nyní prožívá lehké konjunkturální zotavení, ale události jsou stále definovány strukturální krizí, která vyústí do masivních levných importů. WV Stahl i přes zotavení a poměrně úspěšný kompromis v návrzích Evropanu si udržuje svůj skeptický pohled na věc. „Rizika pro ocelářský trh přetrvávají v nezměněné podobě,“ varuje Hans Jürgen Kerkhoff. Největší starosti přitom vyplývají nepochybně ze strukturální krize, Čína je přitom jen jeden problém, i když neřešený, prohlašuje Kerkhoff. Čínský příklad

totiž následují země jako Indie a Írán a stupňují svůj vývoz oceli do Evropy. V loňském roce stouply dovozy válcované oceli do EU o 10 % na 35,3 mil. tun. Tím stouply už potřetí za sebou více, než stoupal celý trh. Další veliké obavy vzbuzuje počínání nové administrativy v USA.

Hospodářské sdružení Ocel: Konjunktura ve výrobě oceli se nachází v mírném zotavovacím kurzu

Nové zakázky u válcované oceli i v posledním čtvrtletí 2016 přibývaly. A pokračovaly v jejich stabilizačním kurzu. V posledním čtvrtletí 2016 stouply oproti stejnému čtvrtletí roku 2015 o 5 %, jak sdělilo odvětvové sdružení WV Stahl. Silné plus v zásobě zakázek v prosinci vyrovnalo proláklinu ve stejném měsíci 2015. „Nejnovější data o příchodu nových zakázek podporují dojem, že se konjunktura, pokud jde o množství vyrobené oceli, nachází v mírném vzestupném kurzu,“ píše WV Stahl. Ocelářský průmysl v Německu tak startuje s lepší zakázkovou situací, zatěžuje ho ale výrazná konjunkturální nejistota. Nefišená strukturální krize a rostoucí protekcionismus, jakož i trvalý importní tlak zůstávají i nadále centrálními rizikovými faktory.

Konec ocelářské katastrofy

Když ThyssenKrupp v roce 2005 začal s miliardovými investicemi v ocelářském obchodu v Americe, nikdo netušil, jak katastrofálně toto dobrodružství skončí. O 12 let později je na stole bilance: továrna na bramy v Brazílii, která byla postavena doslova v bažině, a pro dále zpracovávající válcovny v USA vydal ThyssenKrupp celkem 12 mld. euro. Po nynějším prodeji brazilského závodu argentinské firmě Ternium šlo nevratně do ztracena 8 mld. euro. Přesto investoři považují prodej jako osvobozující odkop a slaví transakci s kurzovým skokem akcií do plusu. Výnos z prodeje 1,5 mld. € je ovšem spojen s odpisem ve výši 900 mil. €, jakož i se snížením vlastního kapitálu a zatím ještě nevyčíslenou roční ztrátou. Ale získané peníze sníží dluhy, a to ThyssenKrupp potřebuje ze všeho nejvíc. Stupeň zadlužení překročil koncem roku kritickou hodnotu pro úvěrové smlouvy (150 %) na 166 %. Nyní získá koncern čas, aby do konce obchodního roku v září zlepšil cash-flow a vyhnul se navyšování kapitálu. Kromě toho má deal strategický význam: prodej brazilské ocelárny je důležitým milní-

kem při přestavbě firmy směrem k silnému průmyslovému koncernu. Šéf představenstva Heinrich Hiesinger chce pryč od kapitálově náročné a cyklické výroby oceli. Podíl spolehlivějších příjmů z obchodu s výtahy, autosoučástkami, stavbou průmyslových zařízení a ponorek se podstatně zvýší. Dalším krokem je fúze ocelářské divize s evropskou částí indického konkurenta Tata Steel. Britští zaměstnanci souhlasili s oddělením 15 mild. liber penzijních povinností. Pokud nyní dá státní penzijní úřad zelenou, bude cesta k vytvoření druhého největšího ocelářského koncernu za Arcelor-Mittal volná. Že je oddělení ocelářské části koncernu pro Thyssenkrupp dalším miliardovým dobrodružstvím, nelze pochybovat. O efektivní využití kapacit se ale koncern sám nepostará a proto, se zdá, že tato riskantní fúze nemá alternativu.

Kvantovou mechanikou vedený design ocelí TWIP

Deformační chování moderních ocelí závisí rozhodující měrou na elementárních procesech na úrovni atomů. V ocelích TWIP (Twining Induced Plasticity) se vytváření hranic dvojčat stará o redukci dislokací, a tím o zpevnění materiálu. Pomocí simulačních metod abinitio, které spočívají na zákonech kvantové mechaniky mohou být zkoumány základní mechanismy na počítači, aniž bychom byli odkázáni na experimenty nebo empirické materiálové zákony. Tímto způsobem se například daří stanovit správné složení materiálu, aby se vylepšil zpevňovací proces. Pro takový materiálový design se jako ideální kontrolní parametr prokázala tzv. energie vrstevné chyby (SFE). Aby se v TWIP ocelích vytvořily ke zpevnění potřebné hranice dvojčat, musí se posunout atomární roviny v materiálu. SFE udává, kolik je zapotřebí použít energie, aby se taková energie vytvořila. V institutu Maxe Plancka pro výzkum železa (MPIE) byly za tímto účelem v posledních letech sestaveny nové simulační programy, které dokážou precizně předpovědět závislost SFE na relevantních procesních parametrech, zejména ale také na chemickém složení materiálu. S jejich pomocí byly vyvinuty vysokomanganové (cca 20%) oceli s pevností přes 1 GPa a se 70% tažností.

Obchod s emisemi: EU parlament rovná cestu pro reformu

Ochranáři klimatu a zástupci podniků si v uplynulých měsících předávali v Europarlamentu kliky od dveří poslanců. Jako málokteré jiné téma polarizovala reforma obchodu s emisemi pro dobu po roce 2020 situaci: na jedné straně zastánci přísných klimatických předpisů a rychlé dekarbonizace hospodářství, na druhé straně průmysl, který se bojí o své přežití. V hlasováních ve výběrech slavila úspěchy jednou jedna strana,

podruhé druhá strana. Takže bylo poměrně nutné, aby se na plenárním zasedání parlamentu našel kompromis. Počet certifikátů bude snižen více, než bylo navrhováno komisí před půldruhým rokem. Současně jich ale průmysl obdrží přidělených víc zadarmo. Obchod s emisemi pokrývá zhruba 45 % celkových emisí CO₂ v EU. Není do něj započítána doprava a zemědělství. Podniky, zapojené do obchodu s emisemi, musí za každou tunu vypuštěného CO₂ předložit certifikát (povolenku). Množství emisních práv je ale již od začátku omezeno tak, aby EU dosáhla svých cílů. Vypustí-li podnik víc CO₂, než na co má certifikáty, může si koupit práva od jiného podniku, nebo emise investicemi do nové techniky snížit. Nakonec se rozhodne pro výhodnější cestu. Tím je nejen zaručeno, že emise budou sníženy, ale že to bude také za co možná nejnižší cenu. Ochránci životního prostředí ovšem již dnes protestují, že cena certifikátu za 5 euro je příliš nízká, aby hospodářství dekarbonizaci skutečně podporovalo. Reforma schválená europarlamentem se vztahuje na časové období 2021 až 2030 a má zaručit, že se emise skleníkových plynů sníží do roku 2030 o 40 %. Množství emisních oprávnění bude každý rok klesat o 2,2 %.

Prodej U.S. Steel Košice údajně již brzy

Ocelářský koncern U.S. Steel se s velkou pravděpodobností stáhne z východního Slovenska. Jak informovaly v březnu 2017 slovenské noviny Pravda, však vedení ocelárny v Košicích popírá informace o nastávajícím prodeji čínskému gigantu He Steel a označuje tyto informace jako spekulace. Transakce byla ale mezitím potvrzena slovenským premiérem Robertem Ficem. Koncem minulého týdne navštívil ocelárnu v Košicích šéf U.S. Steel Mario Longhi. Čínský He-Steel nechal v ocelárně udělat revizi účtů a navázal kontakty se slovenskou vládou. Ocelárna zaměstnává v současné době 12 000 zaměstnanců. Minulý rok vyprodukovala ocelárna zisk 185 mil. dolarů a významně tak přispěla k redukci celkové ztráty U.S. Steel na 440 mil. dolarů. Daňová zvýhodnění, přislíbená Donaldem Trumpem, lákají ale Američany zpět do vlasti. Čínský He-Steel je celosvětově druhý největší výrobce oceli. Koncern, založený čínským státem v roce 1943, vyrobí ročně 18 mil. tun oceli a zaměstnává jen v Číně 33 000 lidí.

Blokáda Donbasu: Achmetovovy ocelárny a uhelné doly nepracují

Výrobce oceli Enakijewski (EMZ) a koksovna Krasnodonugol ze skupiny Metinvest ukrajinského miliardáře Rinata Achmetova zastavily výrobu. Důvodem pro zastavení výroby oceli jsou trvající boje a blokáda železničního spojení mezi Ukrajinou a územími na jihovýchodě země.

Čína chce zbrzdit razantně stoupající ceny oceli

Čínská vláda povzbuzuje ocelářské podniky, aby uzavíraly s uhlími doly a podobnými dodavateli, kteří spotřebovávají skladovanou ocel, dlouhodobé smlouvy a současně zvyšovaly kvalitu. Toto opatření, které je vtěleno do nařízení vlády, cílí směrem, aby se utlumilo v poslední době razantně stoupající zvyšování cen a odbouraly se dále přebytečné kapacity v průmyslu. V dokumentu se konstatuje, že bylo v uplynulých měsících sice dosaženo pokroku v odbourávání přebytečných kapacit, ale zastavení výroby v zastaralých kapacitách zůstává nadále výzvou. Podle odhadu analytiků se situace v nabídce a poptávce i přes stoupající ceny oceli začátkem roku nezměnila. Vládní dokument by měl stabilizovat trh a zabránit, aby došlo k přehřátí cen oceli. Data Lange Steel Information Center uvádějí, že zásoby oceli ve 29 čínských velkoměstech k 10. 02. 2017 přesáhly 12,39 mil. tun, což odpovídá 35 procentnímu nárůstu z období před třemi týdny a přesahuje nejvyšší stav z roku 2016. Nejvyšší růst zaznamenaly konstrukční oceli (50,8 % více než před třemi týdny).

ArcelorMittal posílil o 21 % za 3 dny: Euforie u ocelářských hodnot

Investoři jsou stále euforističtější a na akciových trzích je euforie přímo hmatatelná. Ukazuje se to především na vývoji akciového kurzu cyklických podniků. Tak se nyní postaral vzestup kurzu akcií lucemburského koncernu ArcelorMittal o to, že index CAC - 40 zaznamenal za poslední dny úctyhodné kurzové zisky. Papíry světové ocelářské jedničky si připsaly za 3 obchodní dny při vysokých objemech obchodů až 21 %. Kurz se za jeden rok více než ztrojnásobil a s 8,7 USD za akcii dosáhl nejvyšší hodnoty za poslední 2 roky. Akcie profitovaly především z toho, že se cena oceli v průběhu 12 měsíců v Evropě téměř zdvojnásobila, zadruhé díky návratu do ziskové zóny a za třetí díky enormním spekulacím na vzestup, vyvolaných prohlášeními Donalda Trumpa o investicích do infrastruktury. Vzestup kurzu se neomezil jen na ArcelorMittal, nýbrž se dal pozorovat i u U.S. Steel, ThyssenKrupp a Magnitogorsk Iron and Steel Works (jejich rublový kurz se za poslední 3 roky téměř zdesateronásobil). Investoři ovšem ignorují fakt, že se výroba oceli v posledních měsících výrazně zvedla a že se cena oceli brzy dostane pod tlak.

Uvolnění v dolech důlního průmyslu

Nákladová disciplína, menší investice a zvýšené ceny surovin se v důlním průmyslu postaraly o uvolnění. Po katastrofálním roce 2015, který dohnal některé podniky na okraj krachu, předložily nyní koncerny BHP Billiton a Anglo American roční bilance, ve kterých jsou nejen výsledky opět výrazně pozitivní, ale ukazují se také

pokroky v oddlužení. Zástupci odvětví se ale i přes nejnovější miliardové zisky vyjadřují opatrně. Neočekávaně vysoká poptávka z Číny vyhnala sice v roce 2016 ceny vysoko nahoru a naplnila pokladny, ale krize předcházejících let nebyla zapomenuta. Důvod k opatrnosti je především to, že pomaleji rostoucí čínské hospodářství, jako největší světový spotřebitel, již nebude potřebovat tolik surovin jako v minulosti. Proto věnují majitelé důlních koncernů největší pozornost odbourávání dluhů. A samozřejmě vyčkávají, zda se růst ukáže být trvalým. V prvních šesti měsících obchodního roku 2016/2017 (konec 30.06.2017) vykázal BHP Billiton čistý zisk 3,2 mld. dolarů (v předcházejícím obchodním roce minus 5,7 mld. dolarů). Obrat se zvýšil o pětinu na 18,8 mld. dolarů. Nejvíce se zvýšil obchod s železnou rudou. Šéf představenstva ale varoval, že trh s železnou rudou se může octnout v krátké době pod tlakem. Od největšího poklesu koncem roku 2015 se sice objednávky na nejdůležitějším čínském trhu vyšplhaly na více než dvojnásobek, ale vzhledem k nejisté době zůstává prvořadým úkolem snížení dluhové zátěže. Z vzestupu trhu profitoval také rival BHP koncern Anglo American, jenž byl mezi velkými hráči (vedle BHP také Rio Tinto, Vale, Freeport) postižen nejvíce. Jeho bilance v uplynulém období dosáhla čistého zisku 1,6 mld. dolarů (minulé období minus 5,6 mld. dolarů).

Trump nově oživuje projekty plynovodů

Prezident USA Donald Trump oživil dva kontroverzní infrastrukturní projekty hned první týden po nástupu do úřadu. Konkrétně jde o ropovod Keystone XL a Dakota Acces, které mají vytvořit spojení mezi rafineriemi a těžebními oblastmi v Severní Dakotě a Kanadě. Trump zdůraznil, že o obou projektech se ještě bude jednat. Tak například podle svého oblíbeného hesla „America first“ chce prezident dosáhnout toho, aby se trubky pro stavbu vyráběly v závodech v USA. Doposud platilo, že ocel pro Keystone XL měla pocházet z poloviny z USA, čtvrtina z Kanady a zbytek z Itálie a Indie. Pro Dakota Acces mělo být použito 57 % oceli z USA.

Odchod z TPP není dobrá myšlenka pro výrobce oceli v USA

Prezidentem Trumpem rozhodnutý odchod USA z transpacifické smlouvy o volném obchodu TPP se zdá, alespoň pro ocelářské odvětví USA, nepromyšlený. Zatímco USA podle zprávy Wood Mackenzie ze zemí, pro něž smlouva platí, dováží zhruba 30 % (11 mil. tun) oceli, celkově importované do USA, je mnohem vyšší podíl 89 % (9 mil. tun) ocelářských exportů USA do těchto zemí vyvážen. „To ukazuje, že ocelářský průmysl USA bral více peněz prodejem těmto obchodním partnerům, než importem od nich ztrácel,“ vysvětluje WoodMackenzie. Kromě toho činila hodnota exportované oceli v průměru 1400 USD za tunu, ve srovnání s 972 USD za tunu importovaného materiálu.

Co zkoumá Christoph Kirchlehner: Inteligentní materiály

V současné době jsou mechanické vlastnosti materiálů definovány jejich chemickým složením a mohou být ovlivněny jen během jejich výroby, například tepelným zpracováním. Existují ale myšlenky zabudovat při výrobě do materiálu částičky, které vlastnosti celkového materiálu, třeba oceli, dokážou spontánně a inteligentně úplně změnit. Tohle zkoumá Dr. Christopher Kirchlehner v düsseldorfském Max-Planck institutu pro výzkum železa (MPIE) s finanční podporou 100 000 € na 18 měsíců nadace Volkswagen. Pro klasifikaci projektu je třeba si představit následující scénář: vozidlo frontálně narazí proti chodci. Ale místo toho, aby do něj narazilo s plnou pevností, změní se čelní část vozidla ve zlomku sekundy a bude tak měkká, že se chodci, ani pasažérům ve vozidle nic nestane. Pokud by ale stejně vozidlo mělo narazit do stromu, zvýší karoserie svoji pevnost a pasažéři budou chráněni lépe než předtím.

Projekt Thyssenkrupp by mohl profitovat z rozsudku Evropského soudního dvora

Projekt Carbon2Chem německého ocelářského průmyslu by mohl profitovat z průkopnického rozsudku Evropského soudního dvora (EuGH) k tématu „Zachycování a využívání uhlíku“ /Carbon Capture and Utilisation – CCU). Kdo aktivně redukuje své emise opatřeními CCU, musí být za to v evropském systému obchodu s emisemi přiměřeně odměněn. To je substance rozsudku lucemburských soudců ve vzorovém případě v průmyslu výroby vápna. Dosavadní neochota Evropské komise uznat příslušným stylem způsoby CCU, je podle EuGH protiprávní. Z pohledu EK totiž nemůže být CO₂, který se nedostane do atmosféry, uznán jako emise ve smyslu předpisů o obchodu s emisemi a nemusí být proto také vyrovnáván certifikáty.

EU financuje vodíkový pilotní projekt v Rakousku

VoestAlpine, Siemens a Verbund zřizují v areálu VoestAlpine v Linci společné vodíkové elektrolytické zařízení. Cílem je vyhnout se emisím CO₂. Ocelářský průmysl musí v budoucnu vyrábět mnohem šetrněji k životnímu prostředí a masivně omezit emise CO₂. Příslušná technologie musí být ale teprve vyvinuta. Tři velké koncerny VoestAlpine, Siemens a Verbund táhnou teď v rámci jednoho výzkumného projektu za jeden provaz a budují zkušební zařízení s podporou EU. Pilotní projekt s názvem „H2Future“ bude stát celkem 18 mil. euro, z toho EU zaplatí dvě třetiny. Klíčovou technologií PEM (Proton Exchange Membran) dodá Siemens. Testovat se bude zařízení s výkonem 6 MW. Zařízení má jít do provozu za 4 roky.

Obchod s emisemi se zostří

Po půldruhaletém dohadování chce Evropský parlament příští týden odklepnout výrazné zostření obchodu s emisemi. Pro cementářský průmysl, letecké společnosti a jiná odvětví bude v budoucnu vypouštění CO₂ dražší. Brexit ale může s těmito plány ještě zamávat. Plánovaná reforma evropského emisního práva od roku 2021 dostává konečnou podobu a EP bude příští týden o ní hlasovat. Přináší výrazná zatížení pro průmysl, ale potřeba diskuse se už týká jen několika málo míst. Na stole nyní leží konsensuální návrh, který původní návrhy EK vylepšuje. „Svět obchodu s emisemi drasticky změníme,“ zdůrazňuje Peter Liese, mluvčí křesťansko-demokratické frakce ve výboru pro životní prostředí. Systém obchodu s emisemi má rozhodujícím způsobem přispět k tomu, aby EU dosáhla svého cíle do roku 2030 – tedy snížení exhalací CO₂ o 40 %. Reforma je naprosto nutná, protože aktuálně systém nepřináší potřebné cenové signály pro vypouštění skleníkových plynů. Chyby současného systému a krize vedly k tomu, že je dnes na trhu prostě příliš mnoho certifikátů. V plánu je stáhnout z trhu pryč více než 1 mild. certifikátů, přičemž nemají skončit v rezervě, nýbrž úplně zrušeny. Druhý bod stanovuje, že množství certifikátů nemá klesat tak, jako doposud, ročně o 1,74 %, ale dokonce o 2,4 %. Současně má být ale zajištěno, že 10 % nejefektivnějších podniků z branže budou i v budoucnu dostávat certifikáty zdarma, což znamená navýšení o 5 %. Dále je plánováno zavedení inovativního fondu, který bude finančně podporovat vývoj technologií ke snížení emisí CO₂.

Vysoké ceny surovin brzdí VoestAlpine

Odvolání poplachu pro největší rakouský ocelářský koncern VoestAlpine: burzovní dozor FMA zastavil šetření kolem nečekaného zvýšení nákladů o 250 mil. euro při stavbě hutního závodu v Texasu. K výsledkům šetření prohlásil šéf představenstva Wolfgang Eder na páteční telefonické konferenci k výsledkům čtvrtletní bilance, že se neobjevily žádné „výstřednosti“. VoestAlpine neporušila žádné informační povinnosti. VoestAlpine rovněž potvrdila (i přes zpomalený vývoj zisku v prvních devíti měsících obchodního roku 2016/2017 kvůli cenám surovin, podobně jako u ThyssenKrupp) výhled na celý obchodní rok 2016/2017. Cílem je očištěný operativní výsledek (Ebitda) na úrovni předcházejícího roku ve výši 1,45 mld. euro a očištěný provozní výsledek (Ebit) na úrovni posledního obchodního roku, tj. 814 mil. euro. Oznámení nového presidenta Trumpa o snaze zavést vysoká importní cla nevzbuzuje u Edera přílišné obavy: „Bedlivě sledujeme vývoj v USA. V současné době ale nevidíme žádný důvod revidovat naše investiční plány pro výstavbu závodu na automobilní součástky v Mexiku“.

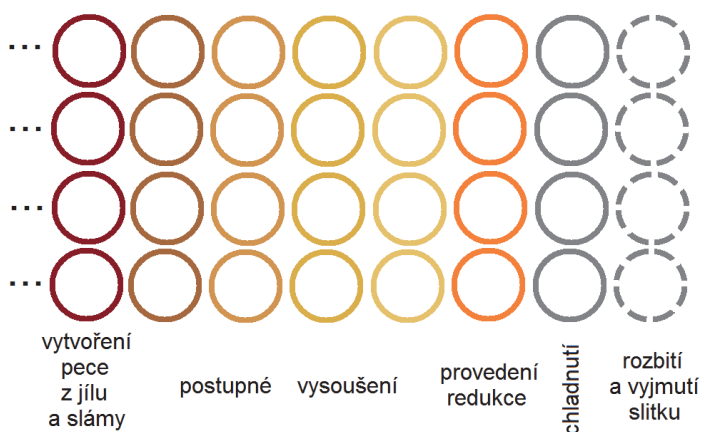
Historický seriál

Historie výroby kovů a její obraz v bibli

4. část: Hutní pece

Pece jsou hlavním zařízením v hutní výrobě. Slouží především k redukci kovů z rud. Někdy ještě před redukcí se provádí žhání rudy, a to opět v peci k tomu uzpůsobené. Po vlastní redukcí následuje často rafinace, někdy i opakovaná, a to rovněž v peci. Z rafinovaného kovu se zhotovuje výrobek buď tak, že se odlije do formy nebo se tváří na požadovaný tvar. Při odlévání do forem se odlévá buď bezprostředně po rafinaci, nebo se kov znovu nataví. Před tvářením se kov zpravidla opět ohřívá. Z historie známe v tvářecích technologiích především kování, ale archeologické artefakty nebo výtvarné památky jsou dokladem např. i válcování a tažení. Některé výrobky se ještě tepelně zpracovávají. Je vidět, že počet operací při výrobě a zpracování kovů, které vyžadují ohřev v peci, je docela početný. Veškeré uvedené portfolio technologií pro výrobu a zpracování kovů bylo součástí dávných výrobních struktur.

Prvé pece, které se začaly při výrobě kovů používat, byla jen jednoduše upravená ohniště. Brzy se začaly používat i pece, které patrně vycházely z hrnčířských dovedností. Zřejmě taková pec je uvedena na obr. 1 ve 3. pokračování



tohoto seriálu (*Hutnické listy*, 68 (2016) 6, 94-95.) V následujícím vývoji se jejich objem dále zvyšoval a používaly se i pro redukci železa. V blízkosti polského města Nowa Słupia archeologové odkryli velký počet zbytků takovýchto pecí, ve kterých se vyrábělo železo. Pracovní postup tehdejších hutníků schematicky ukazuje obr. 1.

Pece byly uspořádány ve čtyřřadu. Vždy se stěny pecí v jedné čtveřici udusaly z jílu a slámy a nechaly se určitou dobu vyschnout. Zatím se zhotovovaly další čtveřice pecí. Po vysušení se pece naplnily dřevěným uhlím a provedla se v nich redukce rudy. Po vychlazení se pec rozbila a vyjmul se slítek, ze kterého se vytloukla struska. Při výrobě železa pracovaly tyto pece v režimu na jedno použití.

Obr. 1 Schéma práce pecí pro výrobu železa nalezených v oblasti Nowa Słupia v Polsku

Tento výrobní postup dnes některá pracoviště zopakovala. Fotografický doklad je uveden na obr. 2. Pec z novodobého experimentu z roku 2016 byla ovšem zhotovena z kvalitnějšího žárovzdorného materiálu, vyrobeného smícháním a dusáním žárovzdorného jílu a písku. Zástupné chemické složení této směsi je $Al_2O_3 + SiO_2$. Taková pec vydrží více taveb. Rovněž její tepelný režim byl intenzifikován výkonným dmychadlem. Jako paliva bylo použito dřevěné uhlí.

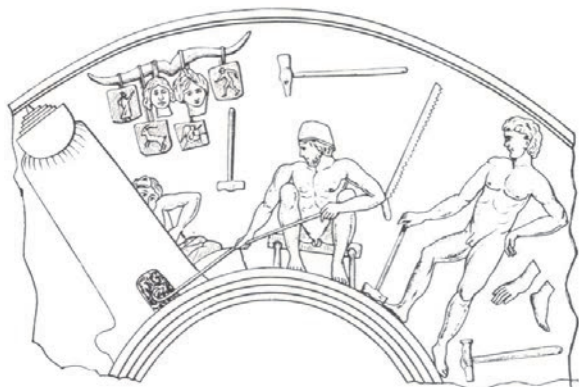
Velikost pecí vyrobených z jílu byla omezená. Když bylo třeba zvýšit výrobu, začaly se prosazovat nadzemní zděné pece a podzemní pece. Podzemní pec byla jednoduchá jáma vymazaná blátem, do níž se vsadila ruda a dřevěné uhlí. Nadzemní pece byly postaveny z kamení a vymazány hlínou. Používaly se delší dobu ve více cyklech. Po tavně se znovu



Obr. 2 Novodobý pokus redukce železné rudy dřevěným uhlím, VŠB – TU Ostrava, 2016

vymazaly a použily se pro další tavbu. Do níže pece se foukal vzduch většinou pomocí měchů. V místech, kde vane trvalý vítr, jako např. na mořském pobřeží, byly nalezeny i jakési velké trychtýře, které sloužily k zachycení větru a jeho usměrněného dmýchání do pece. Tak tomu bylo i v huti na výrobu mědi v Aziongaber patřící králi Šalomounovi. (Aziongaber bylo místo, na němž tábořili Izraelci při svém putování do Palestiny a v němž odpočívali před vstupem do Moabské pouště.) Objem pece byl malý. Hmotnost jedné tavby zpravidla nepřesahovala několik desítek kilogramů kovu. Nadzemní pece bývaly větší, některé měly objem až 10 m³.

Obr. 3 ukazuje práci hutníků v Troji. Pec má již větší objem než pece egyptské a muž za pecí zřejmě vhání do pece měchem vzduch. Na obr. 4 jsou znázorněni hutníci v Řecku. Zde je zřetelný dmýchací měch u pece. Na obou obrázcích je zajímavé detailní znázornění pracovních nástrojů, jako jsou prohrabovací a podávací tyče, kleště, vytloukací kladiva, sekáče nebo ochranné pomůcky.



Obr. 3 Obraz práce hutníků pocházející z Troje, asi r. 500 př. Kr.

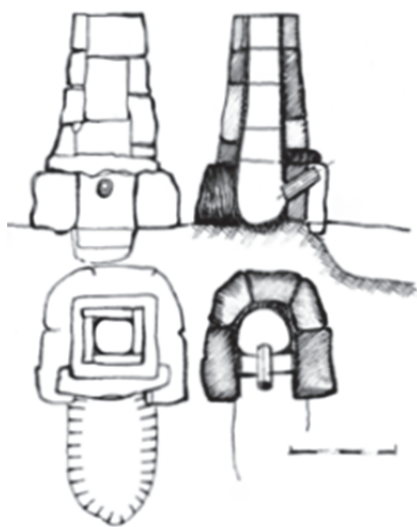


Obr. 4 Práce hutníků ve starém Řecku

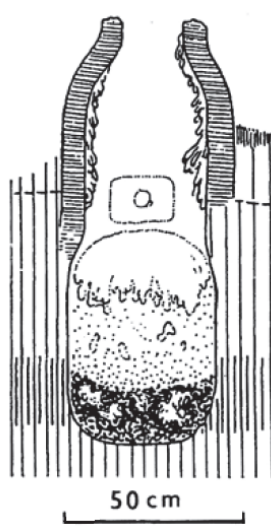
Nadzemní pec pro redukci rudy tzv. galo-římská je znázorněna na obr. 5. Tehdejší hutníci dovedli s výhodou využívat morfologie terénu k optimalizaci obsluhy pece. Zahloubenou pec ukazuje obr. 6. Tato pec měla rovněž dmýchání vzduchu do spodní části, jak je vidět v otvoru pod úrovní rostlého terénu.

Po celý starověk se jako palivo používalo dřevěné uhlí. V tehdejší době byla sice známá i jiná paliva, jak svědčí hrůza budící verš v části bible zvané *Tři muži v rozpálené peci*. V kap. 1, verš 43 stojí: *Služebníci královi, kteří je uvrhli dovnitř, nepřestali rozpalovat pec naftou, koudelí, smůlou a roštím*. Nic však nenasvědčuje tomu, že by se tato paliva užívala i v hutnictví.

Popsané pece se v průběhu věků vyvíjely, až vznikly dnešní pece. V Africe však šel vývoj velmi pomalu a až do poloviny 20. století se zde užívaly pece, které se od historických příliš nelišily (obr. 7).



Obr. 5 Galo-římská nadzemní pec



Obr. 6 Zahloubená pec



Obr. 7 Pece používané k výrobě železa v subsaharské Africe do poloviny 20. století



Získej kvalitní
technické vzdělání
**STUDUJ NA
FMMI**



#fmmiostrava



Jdi za svým cílem...

FAKULTA METALURGIE A MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ,
VŠB-TUO PRO AKADEMICKÝ ROK 2017/2018 NABÍZÍ STUDIUM
V BAKALÁŘSKÝCH STUDIJNÍCH PROGRAMECH:

METALURGICKÉ INŽENÝRSTVÍ

- Moderní metalurgické technologie
- Tepelná technika a keramické materiály
- Umělecké slévárenství

MATERIÁLOVÉ INŽENÝRSTVÍ

- Progresivní technické materiály
- Materiály a technologie pro automobilový průmysl
- Recyklace materiálů

PROCESNÍ INŽENÝRSTVÍ

- Procesní inženýrství a metody kontroly kvality
- Chemie a technologie ochrany životního prostředí

EKONOMIKA A ŘÍZENÍ PRŮMYSLVÝCH SYSTÉMŮ

- Ekonomika a management v průmyslu
- Automatizace a počítačová technika v průmyslu
- Management kvality

PRO AKADEMICKÝ ROK 2017/2018 NABÍZÍME ROVNĚŽ
STUDIUM V MAGISTERSKÝCH NAVAZUJÍCÍCH
STUDIJNÍCH PROGRAMECH:

METALURGICKÉ INŽENÝRSTVÍ

- Moderní metalurgické technologie
- Tepelná technika a keramické materiály

MATERIÁLOVÉ INŽENÝRSTVÍ

- Progresivní technické materiály
- Materiály a technologie pro automobilový průmysl
- Recyklace materiálů
- Biomechanické inženýrství

PROCESNÍ INŽENÝRSTVÍ

- Chemické a environmentální inženýrství

EKONOMIKA A ŘÍZENÍ PRŮMYSLVÝCH SYSTÉMŮ

- Ekonomika a management v průmyslu
- Automatizace a počítačová technika v průmyslových technologiích
- Management kvality

ZAÚJALY VÁS STUDIJNÍ PROGRAMY NA FMMI?

S podrobnou charakteristikou jednotlivých studijních programů a oborů se můžete seznámit na webu www.fmmi.vsb.cz.
Po úspěšném absolvování bakalářského studia lze pokračovat v magisterských navazujících studijních programech fakulty.
Absolventi FMMI se uplatní v materiálových, metalurgických, chemických, ekonomických a ekologických oborech, ale také
ve vědecko-výzkumných organizacích či organizacích státní správy.

PŘIHLÁŠKU KE STUDIU lze podat elektronickou formou prostřednictvím
formulářů dostupných na www.fmmi.vsb.cz do **10. 8. 2017**.

17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava - Poruba, +420 597 325 552, monika.barcova@vsb.cz

www.fmmi.vsb.cz

Facebook, Instagram: fmmiostrava