

ROČNÍK/VOL. LXVI
ROK/YEAR 2013

2



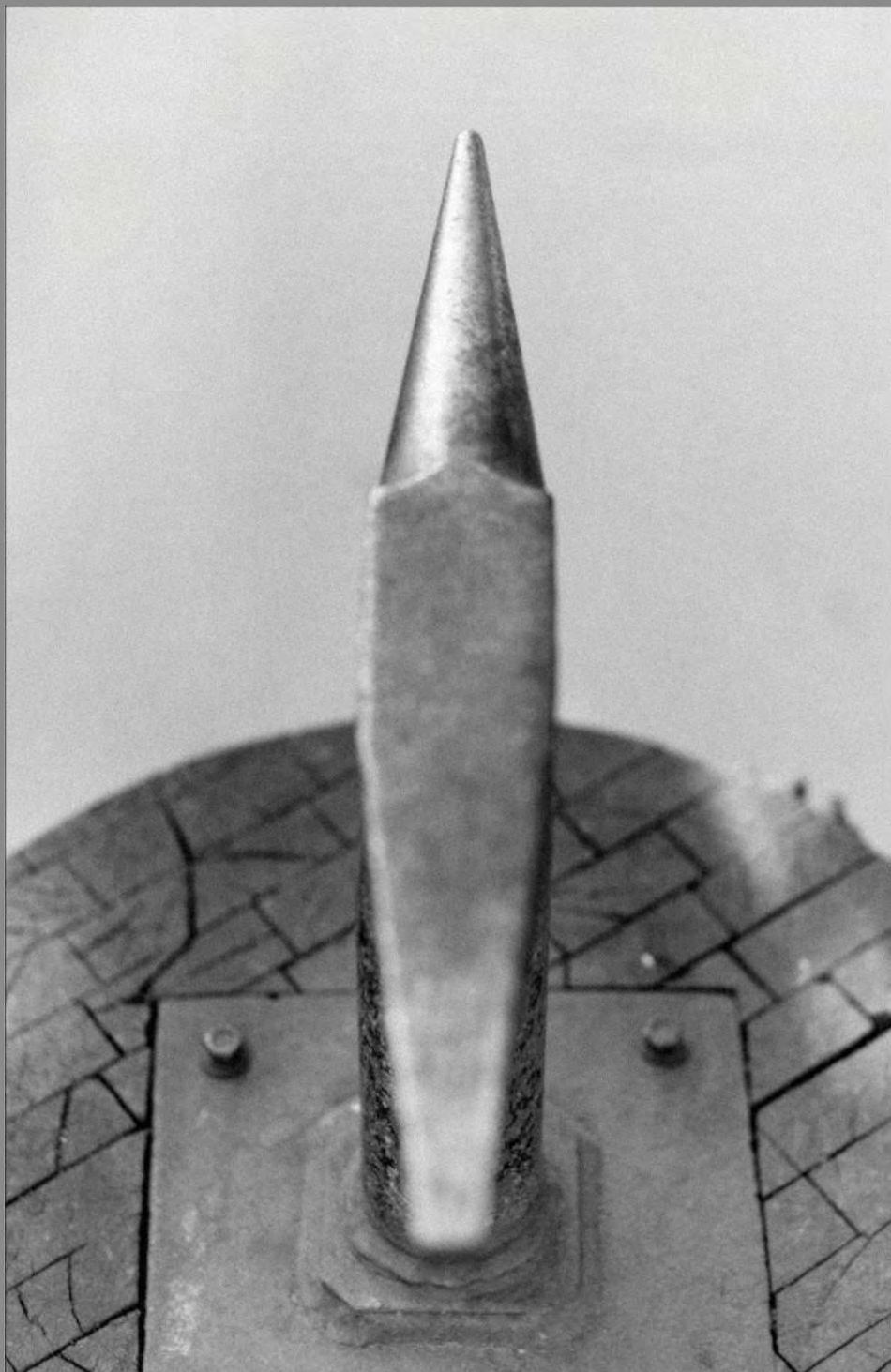
Hutnické listy

METALLURGICAL
JOURNAL

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

WWW.HUTNICKELISTY.CZ
ISSN 0018-8069





SVAZ KOVÁREN ČESKÉ REPUBLIKY
připravuje konání

9. Kovářenské konference

Současnost a budoucnost kovárenství v ČR

ve dnech 21. a 22. 5. 2013

v kulturním domě TRISIA Třinec

Bližší informace na sekretariátu SKČR a na webu www.skcr.org

Vydavatel

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

Redakce, kontaktní adresa

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

Vedoucí redaktor

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

Redaktorka

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

Redakční rada

Předseda:

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

Členové:

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

Grafika záhlaví a podkladu na titulní straně

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

Tisk

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

Registrační číslo

MK ČR E 18087

Mezinárodní standardní číslo

ISSN 0018-8069

O b s a h

výroba oceli a feroslitin

Ing. Miroslav Dostál, Ing. Zuzana Lorencová 3
Rafinace manganových rud nižších jakostí s využitím organických činidel

materiálové inženýrství

Ing. Miroslav Némec, doc. Ing. Mária Mihalíková, PhD. 8
Vplyv rýchlosti deformácie na zmenu mechanických vlastností IF, DP 600 a
HSLA ocelí
Ing. Tomáš Vlasák, Ph.D., doc. Ing. Jan Hakl, CSc., Ing. Pavel Novák, Ing. Anna
Výrostková, CSc. 12
Creepové vlastnosti a mikrostruktura nové tvářené austenitické oceli

neželezné kovy a slitiny

prof. Evgeny Sidorov, d.t.n., prof. Mikhail Pikunov, d.t.n., prof. Ing. Jaromír Drápala, 20
CSc.
Tvorba makro- a mikrostruktury v oblasti likvidu a solidu u tuhých roztoků při
eutektické, peritektické a monotektické reakci při rovnovážné
a nerovnovážné krystalizaci
Ing. Jan Šerák, Ph.D., Ing. Milena Voděrová, prof. Dr. Ing. Dalibor Vojtěch, doc. Ing. 28
Pavel Novák, Ph.D.
Vlastnosti hořčkových slitin pro použití za zvýšených teplot
Ing. Alena Michalcová, Ph.D., prof. Dr. Ing. Dalibor Vojtěch, Ing. Eva Plízingrová, 35
Ing. Ivo Marek
Příprava kovových nanoprášků

ekologie, recyklace, druhotné zpracování materiálů

doc. Ing. Jozef Vlček, Ph.D., doc. Ing. Václava Tomková, CSc., Ing. Hana 39
Ovčáčíková, Ph.D., prof. Ing. Petr Martinec, CSc., Ing. Anežka Volková, Ing.
Michaela Topinková, Ing. Vlastimil Matějka, Ph.D., Ing. Filip Ovčáčík, Ph.D.
Možnosti využití strusek z výroby surového železa a oceli

zkušebnictví, měřictví, laboratorní metody

Ing. Monika Žaludová, doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D., Ing. Simona Zlá, Ph.D., 44
prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.
Studium vlivu experimentálních podmínek při využití metody DTA a jejich vliv
na posun teplot fázových transformací
Ing. David Bílek, Ing. Tomáš Jíra, doc. Ing. Břetislav Skrbek, CSc., Ing. Pavel 49
Solfronk, Ph.D.
Stanovení meze pevnosti u hlubokotažných ocelí pomocí ultrazvukové
strukturoskopie

počítačová simulace, výpočetní metody

prof. Ing. František Kavička, CSc., doc. Ing. Josef Štětina, Ph.D., Ing. Bohumil 53
Sekanina, CSc., prof. Ing. Karel Stránský, Dr.Sc., prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.,
Ing. Tomáš Mauder, Ing. Miloš Masarik
Analýza atypického průvalu při radiálním plynulém liti bramy v pásmu rovnání
I. Numerická simulace teplotního pole bramy

ekonomika, organizace, řízení

Ing. Kamila Janovská, Ph.D., Ing. Petr Besta, Ph.D., Ing. Jakub Gajda 60
Projekt úplného tollingu při financování pracovního kapitálu v hutnictví

hutní výroba v ČR a SR

z hospodářské činnosti podniků 65

ze spolkové činnosti a odborných akcí 66

historie hutnictví 67

nová literatura 79

konference, výstavy, veletrhy 82

hutnictví ve světě 83

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

Časopis vychází 6x ročně. Cena jednotlivého čísla 200,- Kč. K ceně se připočítává DPH. Roční předplatné základní 1190,- Kč, studentské 20 % sleva proti potvrzení o studiu. Předplatné se zvyšuje o poštovné vycházející z dodávek každému odběrateli. Předplatné se automaticky prodlužuje na další období, pokud je odběratel jeden měsíc před uplynutím abonentního období písemně nezruší. Objednávky na předplatné přijímá redakce. Informace o podmínkách publikace, inzerce a reklamy podává redakce.

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

© OCELOT s.r.o., 2013
ISSN 0018-8069

Časopis zařazen Radou vlády ČR pro výzkum a vývoj do seznamu recenzovaných neimpektovaných periodik vydávaných v ČR.

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

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

C o n t e n t

Steel and Ferro-alloys Making

- Dostál, M. – Lorencová, Z.* **Refining of Low-grade Manganese Ores through Organic Agents** 3

Material Engineering

- Német, M. – Mihalíková, M.* **Influence of the Strain Rate on the Change of Mechanical Properties of IF, DP 600 and HSLA Steels** 8
Vlasák, T. – Hák, J. – Novák, P. – Výrostková, A. **Creep Properties and Microstructure of the New Wrought Austenitic Steel** 12

Non-ferrous Metals and Alloys

- Sidorov, E. – Pikunov, M. – Drápala, J.* **Macro- and Microstructure Formation in the Liquid-solid Region of Solid Solution Alloys, with Eutectic, Peritectic and Monotectic Transformations at the Equilibrium and Non-equilibrium Crystallization** 20
Šerák, J. – Voděrová, M. – Vojtěch, D. – Novák, P. **Properties of Magnesium Alloys for Use at Elevated Temperatures** 28
Michalcová, A. – Vojtěch, D. – Plížingrová, E. – Marek, I. **Preparation of Metallic Nanopowders** 35

Environmental Protection, Recycling, Secondary Material Processing

- Vlček, J. – Tomková, V. – Ovčáčíková, H. – Martinec, P. – Volková, A. – Topinková, M. – Matějka, V. – Ovčáčík, F.* **Utilization of Slag from Pig Iron and Steel Making Possibilities** 39

Testing, Measurement, Laboratory Methods

- Žaludová, M. – Smetana, B. – Zlá, S. – Dobrovská, J.* **Study of DTA Method Experimental Conditions and of their Influence on Shift of Phase Transformations Temperatures** 44
Bílek, D. – Jíra, T. – Skrbek, B. – Solfronk, P. **Determination of Ultimate Strength of the Deep Drawing Steels by Ultrasound Structuroscopy** 49

Computer Simulation, Computing Methods

- Kavička, F. – Štětina, J. – Sekanina, B. – Stránský, K. – Dobrovská, J. – Mauder, T. – Masarik, M.* **Analysis of Atypical Breakout during Radial Continuous Casting of a Slab in the Straightening Zone** 53
I. Numerical Simulation of Temperature Field of a Slab

Economy, Organization, Management

- Janovská, K. – Besta, P. – Gajda, J.* **Project of Total Tolling Used for Working Capital Financing in Metallurgy** 60

Dodavatelé příspěvků ve všeobecné části:

- Hutnictví železa, a.s. • ÚFM AVČR a kol. • VŠB-TU Ostrava, FMMI • Dopisovatelé • Redakce

Inzerenti a objednatelé reklamy:

- Katedra Tváření materiálů, VŠB-TU Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství • Svaz kováren ČR

výroba oceli a feroslitin

Refining of Low-grade Manganese Ores through Organic Agents

Rafinace manganových rud nižších jakostí s využitím organických činidel

Ing. Miroslav Dostál¹, Ing. Zuzana Lorencová¹

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

Only a limited quantity of manganese ore is suitable for direct use in the production of manganese alloys for the steel industry. The main problem is its chemical composition. This means mainly the low level of manganese in the ore, and this is reflected in a poor ratio of manganese to iron (Mn / Fe), which is one of the decisive factors on influencing the quality of the ore. Another problem is the high content of impurities, such as silicon, aluminum, but mainly phosphorus, the content of which is another limiting factor of the manganese ore quality. Alternative methods for manganese extraction from a low-grade ore were investigated using cane molasses and cornstalk as a reducing agent in suitable dilute medium. The effects of concentrations of cane molasses and cornstalk, leaching temperature, as well as reaction time were discussed. The results showed that high manganese recovery with low Fe and Al extraction yield could be obtained by analyzing the leaching efficiencies of Mn, Fe and Al during the leaching process.

Keywords: manganese ores, refining, technological methods, raw materials, organic agents

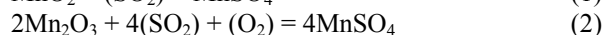
Mangan hraje důležitou roli v mnoha průmyslových oblastech. Proto bylo v nedávné době vynaloženo mnoho úsilí na zlepšení komerčně realizovatelného procesu získávání manganu z nízko jakostních manganových rud. Rudy jsou upravovány nejčastěji pražením, po kterém ve většině případů následuje loužení pomocí vhodně zvolené kyseliny. V případě alternativních způsobů získávání manganu z nízkjakostních manganových rud se velmi zajímavým řešením jeví využití organických zdrojů, (především třtinové melasy a kukuřičného zrna). Třtinová melasa, vedlejší produkt z výroby cukru, obvykle obsahuje 25 - 35 % třtinového cukru, 15 - 25 % invertního cukru a 9 - 11 % koloidních materiálů. Jedná se o nízkonákladové a bohaté přírodní zdroje, které neobsahují nebezpečné látky ve srovnání s jinými redukčními činidly, které se používají pro loužení manganu za mírně kyselých podmínek. V tomto článku, byla prokázána možnost získávání manganu (popř. železa a hliníku) z rud pomocí třtinové melasy a kukuřičného zrna jako redukčních činidel v závislosti na koncentraci jednotlivých redukčních činidel a kyselin. Velmi důležitým faktorem je vliv teploty a času při pražení a následném loužení. Výsledky experimentů ukázaly, že kukuřičné zrno může být dobrým redukovadlem pouze při teplotě pražení okolo 500 °C. Optimální podmínky pro redukci a loužení manganu byly stanoveny na základě hmotnostního poměru 10:3 (manganová ruda, kukuřičné zrno), teploty pražení 500 °C po dobu 80 minut. Probíhalo následné loužení při koncentraci kyseliny sírové byla 3 mol/l, teplota loužení 50 °C po dobu 40 minut. Tyto technologie mohou být použity při získávání manganu z různých manganových rud a modifikovány v závislosti na chemickém složení dané rudy. Díky dobré dostupnosti, bohatým zdrojům a v neposlední řadě také ceně, se třtinová melasa a kukuřičné zrno jeví jako výhodná alternativa využitelná k redukci rud.

Klíčová slova: manganová ruda, rafinace, technologické metody, suroviny, organická činidla

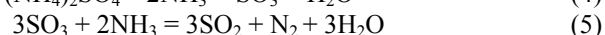
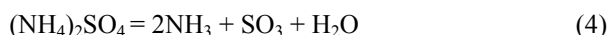
Low-grade manganese ores contain iron, silica, alumina, sulphur and phosphorus. Both physical and chemical methods were used. Physical methods include different ore-dressing techniques, such as jigging, tabling and magnetic separation to remove the gangue materials, whereas the chemical methods are used for conversion of manganese to a water-soluble compound, such as sulphate, chloride or nitrite, which can be either electrolysed to produce MnO_2 or evaporated to produce manganese salts. The aim of this work is to introduce to the different methods of enriching low - grade manganese ores with natural organic resources for the reduction agent, especially cane molasses and the corn cob.

1. Sulphation roasting of low-grade manganese ores - optimisation by factorial design

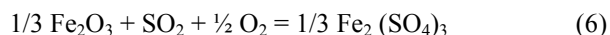
The predominant minerals of manganese are pyrolusite (MnO_2) and rhodochrosite (MnCO_3). The MnO_2 decomposes at heating to Mn_2O_3 and subsequently to Mn_3O_4 [1]. During sulphation these oxides react with SO_2/SO_3 as shown below:



The lower temperature includes the conditions likely to prevail when a mangan reacts with sulphur dioxide and the higher temperature indicates the conditions for recovering Mn_2O_3 or Mn_3O_4 for MnSO_4 by roasting. Mellor (1961) has stated that $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ decomposes to yield sulphuric oxides [1],[6]. The latter combine with the iron oxides and manganese during roasting and the respective sulphates are formed:



Besides, the sulphation of Fe_2O_3 with these sulphuric oxides is also feasible. The oxides of iron also react with SO_2 :



Next necessary technological step after the sulphation roasting is often leaching in the dilute solutions on the water base or acid. Leaching the sulphated nodules in boiling water enables a > 80% extraction of Ni, Cu and Co. Much of manganese and little iron are extracted. Gofman et al. (1963) take the view that roasting manganese ores with a sulphatising agent and followed by subsequent leaching in water is the most efficient method of recovering manganese selectively [1]. The manganese sulphates of dissociate around 800 °C, whereas those of iron decompose to Fe_2O_3 around 500°C. Hence, such suitable roasting temperature can be chosen at which the iron oxides can be separated from

the leach solution by filtration without much loss of manganese.

However, part of the iron and other impurities going into solution can be removed by blowing air into the solution at pH=5. The used manganese ore was obtained from the mines in the Keonjhar district, Orissa, India, and they contained 26 % of manganese and 28% of iron, along with other impurities, such as silica and alumina. All the reagents used, i.e. $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$, NH_4Cl and Na_2SO_4 , were of technical grade. The ground ore (- 250 BSS) was blended with the sulphatising agents. For the laboratory-scale experiments, the mixture was put into a silica crucible and roasted in rectangular furnace.

Fletcher and Shelef (1964) attempted to promote the sulphation of mangan through the use of additions of alkali salt and they observed that when used in larger quantities the additives could produce favourable effects [4]. It is clear, as is it can be seen from table 1, that the addition of Na_2SO_4 does not have any significant effect on the recovery of manganese. Hence, only the four experimental samples, (A),(B),(C),(D); (table1) [1].

The optimum conditions for the maximum recovery of manganese on the basis of 100 g of manganese ore are as follows: Roasting temperature was assessed to 550-575°C. Roasting time was essentially of 55-60 min., and amount of the $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ was laid down to 120-130g. The present study has described the usefulness of the factorial design technique for arriving to the optimum conditions [1].

Tab. 1 Recovery of manganese by sulphation roasting and leaching in water – conditions obtained by the conventional method (Roasting temperature 660°C, leaching temperature 70 °C, roasting time 1h, leaching time 1h) [1]

Tab. 1 Výtěžek manganu metodou sulfačního pražení a loužení ve vodě za podmínek: (teplota pražení 660°C, teplota loužení 70 °C, doba pražení 1h, doba loužení 1h) [1]

Additive compisition in grams per 100g ore		Roasting conditions of ore		Percentage leached
(A)	$(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$	120	as powder	Mn 70,87
	NH_4Cl	20		
	Na_2SO_4	10		
(B)	$(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$	120	0,5 - 0,75 inch dia. pellet	Mn 62,50 Fe 9,62
(C)	$(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ NH_4Cl	120 20	0,5 - 0,75 inch dia. pellet	Mn 83,39 Fe 3,08
(D)	$(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ NH_4Cl Na_2SO_4 Bentonite	120 20 10 3	-do-	Mn 78,00 Fe 0,76

2. Reductive leaching of manganese from low-grade manganese ore in H₂SO₄ using cane molasses as reductant

The sample of manganese ore was obtained from the Bayi Manganese Mine, Guangxi, China. Both the bulk and sieved samples were characterized by powder X-ray diffraction (XRD, Rigaku model D/max-2500) to define their mineralogical composition.

The XRD analyzes showed that the main metallic minerals included todorokite (Mn₆O₁₂·4.16H₂O), hematite (Fe₂O₃) and gangue minerals consisting of quartz (SiO₂) and kaolinite (Al₂Si₂O₅(OH)₄).

The ore material was also chemically analyzed for its major and minor elements, Mn 22.50 %; Fe 12.35 %; Si 11.30; Al 6.01 %; Ca 0.086 %; Mg 0.072 %; S 0.005 %; P 0.078 %. The ore sample was crushed and ground to the required particle size smaller than 0.147 mm (N100 mesh). Cane molasses (Yishan Sugarcane Refinery, Guangxi, China), containing 27.80 % of cane sugar, 15.35 % invert sugar and 9.53 % colloidal material, was used in this work.

Inverted or invert sugar is a mixture of glucose and fructose; it is obtained by splitting sucrose into these two components. All chemicals were of analytical grade and used without further purification [2].

The leaching experiments were carried out in a 500 ml three-neck flask immersed in the thermostatically controlled water bath with mechanical stirring. In a typical experiment, 10 g of the sample was first added to 50 ml sulphuric acid solution under stirring (~200 rpm) at 90°C, keeping the solid/liquid ratio of 200 g/l, and leaching started after cane molasses was added to the solution.

The initial concentrations of H₂SO₄ and cane molasses were 1.9 mol/l and 60 g/l, respectively. After 120 min, the slurry was filtered and the residue was washed with the distilled water. The filtrate was then diluted in HNO₃ solution (pH=2) for analysis. The Mn, Fe, and Al

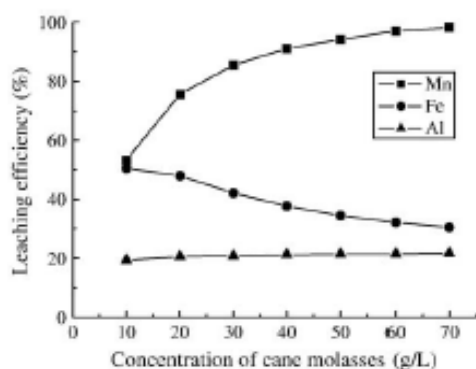
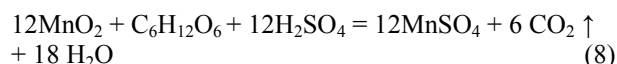
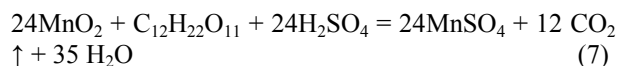


Fig. 1 Effect of cane molasses concentration on the leaching efficiency of Mn, Fe, Al [2]

Obr. 1 Vliv koncentrace třtinové melasy na efektivitu loužení Mn, Fe, Al [2]

concentrations during the leaching process were measured by an inductively coupled plasma spectrophotometer (ICP, Optima 5300 DV, Perkin Elmer). The leaching efficiency was calculated by the reference amount of the leached metal in the liquor to its original input quantity [2].

Effect of cane molasses concentration on leaching efficiency



In order to evaluate the effect of cane molasses, a series of leaching experiments was carried out by varying concentrations of cane molasses from 10 to 70 g/l while fixing the H₂SO₄ concentration at 1.9 mol/l (Fig. 1) [2].

However, the increase of cane molasses concentration causes a notable decrease in iron dissolution. Hence, a selective dissolution of Mn is achieved by Fe during digestion at the presence of cane molasses. The reason for such results is not yet understood and it is being investigated. A mineralogical study of the manganese ore has identified hematite as the main iron minerals in the ore. The dissolution of hematite requires a highly acidic medium and it is influenced by the crystallinity of the mineral. It also results in the consumption of the H⁺ ions (Momade and Momade, 1999). At the given temperature and initial acid concentration, when concentration of the cane molasses increases, the leaching efficiency of Mn increases and causes the H⁺ ion concentration and iron dissolution to decrease accordingly. Similarly, Momade and Momade (1999) found that in the leaching of a ferruginous manganese ore in aqueous methanol-sulphuric acid medium, the iron dissolution decreased as the methanol concentration increased [5]. At the concentration of cane molasses of 60 g/l, manganese is almost completely dissolved. So an initial cane molasses concentration of 60 g/l is sufficient to leach efficiently MnO₂ in the ore [2]. It follows that the increased concentration of molasses increases the efficiency of formation MnSO₄ and suppresses formation of FeSO₄. [2].

Effect of H₂SO₄ concentration on leaching efficiency

Leaching experiments at different initial H₂SO₄ concentrations (0.4 to 2.3 mol/l) were made.

The result demonstrates that the leaching efficiency of Mn, Fe and Al increases as the H₂SO₄ concentration increases. Thus, at an acid concentration of 1.9 mol/l, Mn is almost completely dissolved. Increasing the H₂SO₄ concentration from 1.9 to 2.3 mol/l slightly improved the leaching efficiency of Al from 21.6 % to 22.2 %; however, iron dissolution rose from 32.3 % to 36.3 %. Therefore, an initial H₂SO₄ concentration of 1.9

mol/l is sufficient for almost complete recovery of manganese [2].

The reductive leaching process for a low-grade manganese ore has been successfully demonstrated using a mixture of sulphuric acid and cane molasses as reductants. The results indicate that the leaching efficiency of Mn, Fe and Al increase as the H₂SO₄ concentration and the concentration of cane molasses increases, the leaching efficiency of Mn increases, but there is little change in Al and a notable decrease in Fe dissolution. The optimum leach conditions were 1.9 mol/l H₂SO₄ and 60 g/l cane molasses at 90 °C for 120 min. Almost complete leaching of manganese was realized under these conditions, together with approx. 21.5 % Al and 32.4 % Fe [2].

3. Study of reduction-roast leaching of manganese from low-grade manganese dioxide ores using cornstalk as reductant

Recently the research team found out that low-grade manganese dioxide ores can be reduced fully by biomass cornstalk roasting at the temperature of only 500 °C. Using sulphuric acid as the leaching agent, the manganese can be leached from the roasted product.

Though the crude cornstalk is lighter than coal, it can be pulverized and compressed to the same volume with coal, while their weights are identical. Biomass cornstalk resource is abundant renewable resource.

Making use of cornstalk to reduce manganese dioxide ores can not only widen the channels of energy to lower the cost, but also comply with the requirements of green economy. The sample of low-grade manganese dioxide ore was obtained from Guangxi, China. The ore material was chemically analyzed for its major and minor elements – see table 1 [3].

The reductant employed in the experiment was cornstalk, which had been processed by pulverizer. The proximate analysis of biomass cornstalk is shown in table 2.

Tab. 2 Chemical composition of Guangxi area low-grade manganese ores material [3]

Tab. 2 Chemické složení nízko-jakostní manganové rudy z oblasti Guangxi [3]

Chemical composition of Guangxi low-grade manganese ores material					
Composition	MnO ₂	MgO	SiO ₂	Fe ₂ O ₃	Al ₂ O ₃
Content (wt.%)	34.6	1.7	12.4	11.2	4
Element	Cu	Pb	Zn	Co	Ni
Content (10-6 wt.%)	300	80	800	800	3000

At first, the low-grade manganese dioxide ore and biomass cornstalk were mixed thoroughly in the crucible, and they were then roasted in the muffle. After completion of the roasting reduction, the roasted

Tab. 3 Proximate analysis of the cornstalk [3]

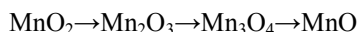
Tab. 3 Chemická analýza při využití kukuřičného škrobu [3]

Proximate analysis of the cornstalk						
Preliminary analysis (%)		Elemental analysis(%)		Heat output (MJ/kg)	Biomass constituent (%)	
Moisture	8	Carbon	43.57		Cellulose	37.6
Volatiles	78.7	Hydrogen	3.92	15.84	Hemicellulose	21.6
Ash	6.9	Nitrogen	1.43		Lignin	18.4
Fixed carbon	14.4	Oxvgen	44.14			

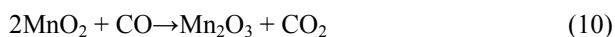
product was put into the leaching pot containing the required quantities of sulphuric acid and quickly leached reduced ore was re-oxidized by oxygen from air. The solution continuously stirred and then certain amount of the sample was taken from the leaching pot at the predetermined time interval. After the sample was filtrated, manganese was in the filtrate. The chemical reaction of biomass cornstalk during the roasting is as follow:



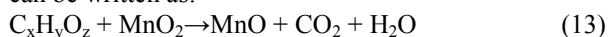
The reducing gas CO produced in the Eq. (9) provides a deoxidized ambience, which promotes the reduction reaction of low-grade manganese dioxide ores. The oxides of manganese are reduced from high-valent to low-valent.



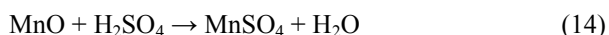
The chemical reactions involved in reduction process are in turn:



By combination of reaction according to the Eqs. (9)–(12), the overall roasting reduction reaction equation can be written as:



The major chemical reaction involved during the leaching process of manganese from the roasted product is as follow:



A reductive roasting process followed by leaching of low-grade manganese dioxide ores has been successfully demonstrated using cornstalk as reductant. The results indicate that cornstalk can reduce manganese dioxide fully at only 50 °C. The optimal condition for reduction-roast leaching of manganese from the low-grade manganese dioxide ores was determined as the weight ratio of 10:3 (ore/cornstalk), roasting temperature of 500 °C for 80 min, stirring speed of 400 rpm, sulphuric acid concentration of 3 mol/l and the leaching temperature of 50 °C for 40 min. Under the optimal conditions, the leaching recovery of

Mn can reach 90.2 %. This technology can be applied for the recovery of various low-grade manganese dioxide ores, and it is promising as it may be used widely in manganese industry thanks to its good reactivity, availability and lower cost of cornstalk [3].

Conclusions

The alternative methods using the natural resources (molasses and corn on the cob) as reductant, which is environmentally friendly are of great interest. This material has a rich resource base and it is low cost. The results indicate that leaching efficiency of Mn, Fe and Al increases as the H_2SO_4 concentration and reaction time increase. When the concentration of cane molasses increases, the leaching efficiency of Mn increases, but there is little change in Al and a notable decrease in Fe dissolution. The optimum leach conditions were 1.9 mol/l of H_2SO_4 and 60.0 g/l of cane molasses at 90 °C for 120 min. The results indicate that cornstalk can reduce manganese dioxide fully at only 500°C. The optimal condition for reduction-roast leaching manganese from the low-grade manganese dioxide ores was determined as the weight ratio of 10:3 (ore/cornstalk), roasting temperature of 50 °C for 80 min., stirring speed of 400 rpm, sulphuric acid concentration of 3 mol/l and the leaching temperature of 50 °C for 40 min. This technology can be applied for the recovery of various low-grade manganese dioxide ores, and this technology as it may be used widely in manganese industry thanks to its good reactivity, availability and lower cost of cornstalk and molasses.

Acknowledgements

This work and results were obtained within the framework of the solution through the Erasmus exchange of students in the academic year 2010/2011 in cooperation with the TU-Clausthal, Institute of Metallurgy, Germany.

Literature

- [1] SAHOO P.K. , K. SRINIVASA RAO, „Sulphation-Roasting of Low- Grade Manganese Ores - Optimisation by Factorial Design”, Regional Research Laboratory, Bhubaneswar (India), International Journal of Mineral Processing, 25(1989), pp. 147-152
- [2] HAIFENG SU, YANXUAN WEN, WANG FAN, YINGYUN SUN, ZHANGFA TONG, „Reductive leaching of manganese from low-grade manganese ore in H_2SO_4 using cane molasses as reductant”, Hydrometallurgy 93, pp. 136-139,2008
- [3] ZHUO CHENG, GUOCAI ZHU, YUNA ZHAO: *Study in reduction -roast leaching manganese from low-grade manganese dioxide ores using cornstalk as reductant*, Hydrometallurgy, Volume 96, Issues 1–2, March 2009, pp. 176–179
- [4] FLETCHER A.W.; SHELEF M.: *Transaction of the metallurgical society of the american institute of mining*, 1964, vol.230, p. 1721.
- [5] MOMADE, F.W.Y., MOMADE, ZS.G., 1999. *Reductive leaching of manganese ore in aqueous methanol-sulphuric acid medium*. Hydrometallurgy 51, 103–113
- [6] MELLOR, J.W.: *Supplement to Mellor's Comprehensive treatise on inorganic and theoretical chemistry* / Vol.2 Suppl. 2, The alkali metals Pt. 1.,(1961)

Škodovka získala obří kontrakt, dodá pohony pro lokomotivy do Kazachstánu

novinky.cz, Ivan Blažek, Právo

6.2.2013

Zakázku za miliardu korun získala plzeňská Škoda Electric. Pro americký koncern GE Transportation dodá 660 kusů kompletních mechanických pohonů pro 110 expresních lokomotiv, které si objednaly Kazašské státní dráhy. „Je to největší jednorázový kontrakt v historii naší divize,” řekl Právu Martin Sobotka, ředitel Divize trakční motory Škody Electric. Každý komplet bude obsahovat motor, převodovku a dvojkolí. První dva prototypy plzeňské strojírny dodají na začátku října, sériové dodávky poběží od roku 2014 do roku 2018. GE Transportation při hledání dodavatele pohonů nešel cestou výběrového řízení, ale oslovil přímo Škodu Electric. „Považujeme to za ocenění našich dosavadních dodávek,” konstatoval Jaromír Šilhánek, generální ředitel Škody Electric.

Zmíněné lokomotivy budou jezdit až 160kilometrovou rychlostí. Škodováctí inženýři se mimo jiné musejí vyrovnat s faktem, že rozdíl teplot na tamních tratích může dosahovat i víc než 100 °C. V zimě v Kazachstánu padají teploty pod -50 °C, v létě naopak stoupají na 50 °C.

„Obdobný motor jsme v minulosti vyráběli například pro koncern Alstom,” doplnil Šilhánek. Kazachstán je podle něj velmi zajímavé teritorium, jehož vláda investuje značné prostředky do rozvoje infrastruktury.

SB

materiálové inžénýrství

Vplyv rýchlosti deformácie na zmenu mechanických vlastností IF, DP 600 a HSLA ocelí

Influence of the Strain Rate on the Change of Mechanical Properties of IF, DP 600 and HSLA Steels

Ing. Miroslav Némec¹, doc. Ing. Mária Mihalíková, PhD.¹

¹Technická univerzita v Košiciach, Hutnícka fakulta, Katedra náuky o materiáloch, Park Komenského 11, 042 00, Košice, Slovenská republika

Súčasný rozvoj techniky je charakterizovaný snahou o zvyšovanie výkonu existujúcich strojov, zariadení a projektovanie nových konštrukčných celkov. Tento rozvoj zapríčiňuje zvýšenú potrebu hlbšieho poznania procesov, ktoré prebiehajú v materiáloch pri komplexnom pôsobení vonkajších vplyvov, ako napríklad rýchlosť zaťaženia. Vplyv rýchlosti zaťaženia, resp. deformácie na mechanické správanie sa konštrukčných materiálov je v poslednej dobe intenzívne sledovaný jav. Tento článok skúma zmenu mechanických vlastností troch rôznych automobilových ocelí v závislosti od rýchlosti zaťaženia. Meranie sa realizovalo na troch automobilových oceliach. IF (interstitial free) oceli, DP 600 (dual phase) oceli a mikrolegovanej oceli. Statické skúšky sa realizovali pri troch rýchlostiach zaťaženia $1,6 \cdot 10^{-4} \text{ m.s}^{-1}$, $1,6 \cdot 10^{-3} \text{ m.s}^{-1}$ a $6,6 \cdot 10^{-3} \text{ m.s}^{-1}$. Pre dynamické experimenty bolo použité dynamické rotačné kladivo RSO, ktoré bolo upravené na skúšky plochých tyčí. Dynamické skúšky sa realizovali pri troch rýchlostiach zaťažovania 6 m.s^{-1} , 12 m.s^{-1} , 20 m.s^{-1} . Experimentom získané hodnoty sú v súlade s literatúrou, kde sa uvádza že so zvyšujúcou sa rýchlosťou deformácie dochádza k zmene mechanických vlastností a vo všetkých troch prípadoch k zvýšeniu hodnoty medze pevnosti.

Kľúčové slová: automobilové ocele, dynamická skúška ťahom, rotačné kladivo, rýchlosť deformácie

The automotive industry is currently focusing on detailed information about various types of materials and their behavior during dynamic loading. Dynamic tensile testing of sheet steels is becoming more important. Experimental dynamic tensile technique is depending on the strain rate. Each serves for a specific range of strain rates and provides specific type of information. This work deals with the influence of the strain rate on the mechanical properties of automotive steel sheets. For comparison of static and dynamic properties three different types of steel IF – steel, DP – steel and micro-alloyed steel (S 460) were used. Samples for tensile testing were prepared according to the norm ISO 6892-1. Static tests were realized at three rates, namely $1, 6 \cdot 10^{-4} \text{ m.s}^{-1}$, $6 \cdot 10^{-3} \text{ m.s}^{-1}$ and $6, 6 \cdot 10^{-3} \text{ m.s}^{-1}$. Samples for the dynamic impact test hammer were prepared according to the norm ISO 26203 – 1. Dynamic tests were realized at three rates, namely of 6 m.s^{-1} , 12 m.s^{-1} , 20 m.s^{-1} . The yield strength of IF steel increased from 502 MPa to 558 MPa. The yield strength of DP 600 steel increased from 600 MPa to 705 MPa. The yield strength of micro-alloyed steel increased from 697 MPa to 814 MPa. Comparison of static and dynamic yield strength and the percentage increase is given in Tab. 4. Percentage growth yield strength is the highest in case of IF steel - 98%. We have concluded that increasing strain rate in all three steels resulted in an increase of strength properties and in change of plastic properties. It is in consistent with the literature findings.

Key words: automotive steel sheets, dynamic tensile test, rotation wheel, strain rate

Automobilový priemysel sa neustále rozvíja a preto je potrebné budovanie výskumných, vývojových a inovačných kapacít, ktoré napomáhajú rýchlejšiemu vývoju výrobkov a znižovaniu nákladov [1,2]. Testovanie a skúšanie výrobkov je štandardnou časťou procesu inovácií a samotnej výroby. Na generovanie dát v oblasti dynamických podmienok sa používajú rôzne testovacie techniky [3]. Jedným z faktorov, ktorý je v poslednej dobe intenzívne sledovaný je vplyv rýchlosti

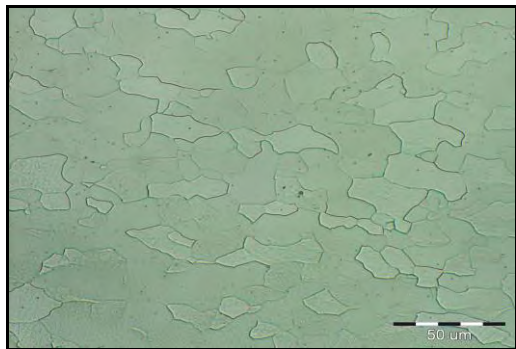
zaťaženia, resp. deformácie, na mechanické správanie sa konštrukčných materiálov. Pre deformačnú rýchlosť radové nižšiu ako 10 s^{-1} existujú spoľahlivé experimentálne zariadenia a normované postupy hodnotenia výsledkov – statické skúšanie. Oblasť deformačných rýchlostí vyšších než 10^3 s^{-1} je známa ako oblasť vysokorýchlostného zaťažovania [4]. Táto oblasť zahŕňa množstvo prípadov extrémneho namáhania materiálov. Dôležitou stránkou

mechanického namáhania je časový priebeh napätia a deformácie v namáhanom telese. Rýchlosť deformácie je výrazným vonkajším činiteľom pre ovplyvňovanie dosiahnutých pevnostných a plastických vlastností materiálov. So zvyšovaním rýchlosti deformácie stúpa odpor materiálu proti deformácii, ale zvyšuje sa aj náchylnosť ku krehkému porušeniu [5].

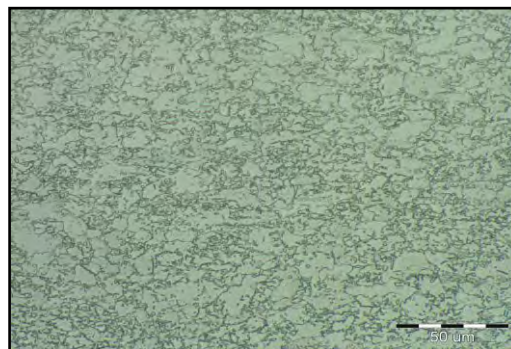
Automobilové ocele

Z konštrukčného hľadiska a exploatácie finálneho výrobku – automobilu, je snaha zvýšiť ich pevnosť a dynamickú únosnosť. Pri aplikácii plechov sa súčasne musí zvýšiť odolnosť voči vtláčaniu, alebo borteniu výliskov. Okrem toho sa kladú požiadavky na vysokú absorpciu energie pri havárii vozidla [6].

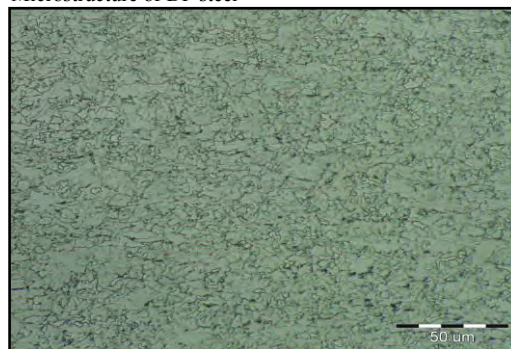
Medzi najpožívanejšie automobilové ocele patria aj IF (interstitial free) ocele, DP (dual phase) ocele a mikrolegované ocele. IF ocele predstavujú jednu z hlavných skupín ocelí aplikovaných v automobilovom priemysle. Tieto ocele vykazujú vysokú mieru tváriteľnosti, ktorá je zabezpečená vyviazaním interstícií (uhlíka a dusíka) z tuhého roztoku [7,8]. Štruktúra je tvorená čistým feritom (obr. 1). Charakteristickým rysom dvojfázových ocelí je štruktúra, ktorá pozostáva z 70 až 90% feritu a 10 až 30% martenzitu. V našom prípade bol zistený podiel martenzitu 11,62 % (obr. 2). DP ocele sú široko využívané v rôznych častiach karosérie ako napríklad výstuhy, konzoly a disky kolies automobilu [9]. Mikrolegované ocele sú dnes často používaným konštrukčným automobilovým materiálom. Sú známe pod skratkou HSLA (high strength low alloy) (obr. 3). Táto oceľ obsahuje v rôznych kombináciách malé množstvo Cr, Ni, Mo, Cu, N, V, Nb, Ti, Zr s obsahmi 0,01 – 0,1% [10].



Obr. 1 Mikroštruktúra IF ocele
Fig. 1 Microstructure of IF steel



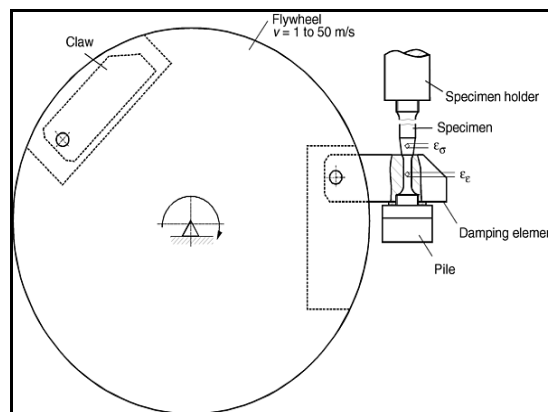
Obr. 2 Mikroštruktúra DP ocele
Fig. 2 Microstructure of DP steel



Obr. 3 Mikroštruktúra HSLA ocele
Fig. 3 Microstructure of HSLA steel

Metodika experimentu

Statická skúška sa realizovala podľa normy STN EN ISO 6892-1. Na realizáciu dynamických skúšok podľa normy ČSN EN ISO 26203-1 sa používajú skúšobné zariadenia na ktorých môžeme dosiahnuť rýchlosť deformácie nad 10^3 s^{-1} . Medzi dynamické skúšky patri aj skúška rázovým kladivom RSO. Princíp skúšky rázovým kladivom RSO (obr. 4) je založený na veľkej hybnosti rotačného zotrvačníka. Jeden koniec vzorky je upevnený v držiaku (specimen holder) a na druhom konci vzorky je upevnený rozšírený člen (pile) určený na zachytenie trhacím kladivom. Po roztočení rotačného zotrvačníka (flywheel) na požadované otáčky sa vysunú zo zotrvačníka trhacie čeľuste (claw), ktoré zachytia daný člen a prenású kinetickú energiu na koniec vzorky ktorú roztrhnú. Signál vychádzajúci z rotačného kladiva RSO je zosilnený v zosilňovači, a následne spracovaný v osciloskope.



Obr. 4 Rotačné kladivo RSO
Fig. 4 Rotation hammer RSO

Tab. 1 Chemické zloženie ocelí
Tab. 1 Chemical composition of steels

Materiál	C	S	N	Mn	P	Si	Al	Nb	V	Ti
IF	0,0013	0,0105	0,0017	0,082	0,011	0,006	0,055	0,001	0,002	0,04
DP 600	0,072	0,006	0,005	1,18	0,017	0,01	0,057	0,002	0,003	0,001
S 460	0,040	0,002	-	0,44	0,009	0,05	0,046	0,035	0,2	0,016

Tab. 2 Mechanické vlastnosti ocelí pri statických rýchlostiach zaťažovania
Tab. 2 Mechanical properties of steels under static loading rate

Materiál	Mechanické vlastnosti	Rýchlosť zaťažovania		
		$1,6 \cdot 10^{-4} \text{ m.s}^{-1}$	$1,6 \cdot 10^{-3} \text{ m.s}^{-1}$	$6,6 \cdot 10^{-3} \text{ m.s}^{-1}$
IF	F [N]	10 195	10 465	10 750
	R_e [MPa]	169	180	197
	R_m [MPa]	282	291	300
	A_{80} [%]	34,5	35	39,5
DP 600	F [N]	18 242	18 512	18 622
	R_e [MPa]	346	363	365
	R_m [MPa]	561	574	570
	A_{80} [%]	23,4	21	24,2
S 460	F [N]	21 611	21 722	22 022
	R_e [MPa]	427	457	464
	R_m [MPa]	509	538	536
	A_{80} [%]	18,8	20,9	21,3

Vyhodnotenie experimentálnych dát

Pre statickú skúšku v ťahu a dynamické skúšky, boli použité tri oceli pre konštrukciu automobilov: IF oceľ hrúbky 1,6 mm, oceľ DP 600 hrúbky 1,5 mm a mikrolegovaná oceľ S 460 hrúbky 1,5 mm. Chemické zloženie skúmaných ocelí je v tab. 1. Vzorky pre experimenty boli odobrané v smere valcovania. Statické skúšky sa realizovali pri troch rýchlostiach

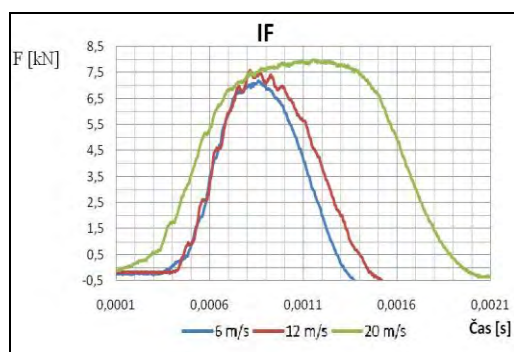
$1,6 \cdot 10^{-4} \text{ m.s}^{-1}$, $1,6 \cdot 10^{-3} \text{ m.s}^{-1}$ a $6,6 \cdot 10^{-3} \text{ m.s}^{-1}$. Po vykonaní dynamických skúšok razovým kladivom RSO boli zostrojené z dát ťahové diagramy. Dynamické skúšky sme vykonávali pri troch rýchlostiach 6 m.s^{-1} , 12 m.s^{-1} , 20 m.s^{-1} pre každý materiál. Tab. 2 udáva výsledky statických skúšok ťahom pri troch rýchlostiach zaťažovania. Namerané hodnoty získané z dynamických skúšok na RSO kladive, maximálne sily $F_{\max}$ a medze pevnosti pre všetky sledované ocele sú v tab. 3.

Tab. 3 Mechanické vlastnosti ocelí pri dynamických rýchlostiach zaťažovania
Tab. 3 Mechanical properties of steels under dynamic loading rate

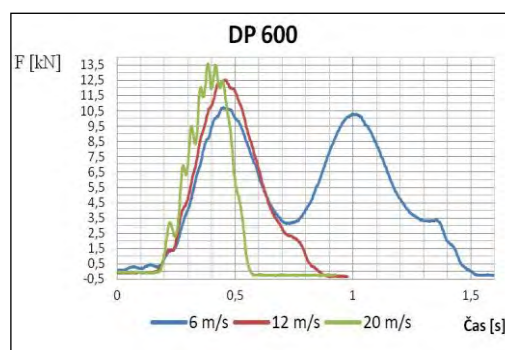
Materiál	Mechanické vlastnosti	Rýchlosť zaťažovania		
		6 m.s^{-1}	12 m.s^{-1}	20 m.s^{-1}
IF	F [N]	7 158	7 587	7 961
	R_m [MPa]	502	532	559
DP 600	F [N]	10 723	12 517	13 581
	R_m [MPa]	705	824	894
S 460	F [N]	9 944	11 321	11 602
	R_m [MPa]	698	794	814

Výsledné porovnanie kriviek získaných dynamickou skúškou kladivom RSO pre IF oceľ je na obr. 5, pre

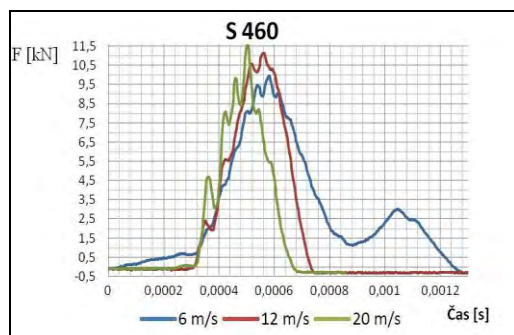
oceľ DP 600 na obr. 6 a pre mikrolegovanú oceľ na obr. 7. Porovnanie statickej a dynamickej medze pevnosti je znázornené v tab. 4.



Obr. 5 Dynamické ťahové krivky IF ocelí
Fig. 5 Dynamic tensile curves of IF steels



Obr. 6 Dynamické ťahové krivky DP ocele
Fig. 6 Dynamic tensile curves of DP 600 steel



Obr. 7 Dynamické ťahové krivky mikrolegovanej ocele S 460

Fig. 7 Dynamic tensile curves of microalloyed S 460 steel

Tab. 4 Porovnanie statickej a dynamickej medzi pevnosti skúšaných ocelí

Tab. 4 Comparison between static and dynamic ultimate tensile strength of tested steels

Materiál	Statická R_m [MPa]	Dynamická R_m [MPa]	ΔR_m [MPa]	nárast R_m [%]
IF	282	559	276	98
DP600	561	894	332	59
S 460	509	814	305	60

Záver

Jednou z možností zvýšenia produktivity výroby súčasti je zvyšovanie rýchlosti deformácie. Rýchlosť deformácie je významný externý faktor ktorý výrazne ovplyvňuje správanie sa materiálov, ich deformácie a ich výsledné vlastnosti. Tento fakt si vyžaduje poznať charakteristiky všetkých materiálov v procese deformácie ako aj ich medzných stavov. Monitorovanie dejov pri vysokých rýchlostiach je nevyhnutné u materiálu ktoré sa budú podrobovať vysokým plastickým deformáciám v procese produkcie ale aj v priebehu prevádzky. V automobilovom priemysle sa používajú plechy rôznych akostí. Použitie danej akosti závisí od miesta aplikácie pri výrobe automobilu. Analýza deformačných charakteristik umožní ich lepšie poznanie v statických a dynamických podmienkach.

Pre porovnanie statických a dynamických vlastností boli použité tri rôzne druhy ocelí. Vzorky na statickú skúšku ťahom boli pripravené podľa normy STN ISO 6892-1 a vzorky na dynamickú skúšku rázovým kladivom podľa normy STN ISO 26203-1. Z nameraných hodnôt pre IF oceľ je pozorovateľný nárast medze pevnosti. Zo zvyšujúcou sa rýchlosťou deformácie stúpla medza pevnosti z 502 MPa na 558 MPa. Percentuálny nárast medzi pevnosti je najvyšší u IF, a to až 98%.

Nárast medze pevnosti bol pozorovaný aj pri oceli DP 600 z 705 MPa na 893 MPa. Percentuálny nárast v prípade DP 600 ocele bol 59 %. V prípade ocele S 460 bol zistený nárast medze pevnosti z 705 MPa na 814 MPa. Percentuálny nárast medzi pevnosti ocele S 460 oceli je 60 %.

Môžeme konštatovať, že so stúpajúcou rýchlosťou deformácie u všetkých troch ocelí dochádza ku nárastu pevnostných vlastností a zmene plastických vlastností, čo je v súlade s literárnymi poznatkami. Keďže náš príspevok sa venuje úvodným meraniam na troch automobilových plechoch v dynamických podmienkach zatiaľ nie sú odporúčenia pre prax jednoznačné. Nato aby sme mohli jednoznačne určiť dynamické charakteristiky skúmaných plechoch je potrebné realizovať experimenty v širšom rozsahu rýchlostí.

Pod'akovanie

Tento príspevok bol napísaný v rámci riešenia projektov VEGA 1/0780/11 a SK-CZ-0221-11.

Literatúra

- [1] WOOD, P.K.C., SCHLEY, C.A., BUCKLEY, M., SMITH, J.: An improved test procedure for measurement of dynamic tensile mechanical properties of automotive sheet steels, *SAE Technical Paper*, (2007), s. 127-135
- [2] KAŠČÁK, L., SPIŠÁK, E., MUCHA, J.: Evaluation of properties of joints made by clinching and self-piercing riveting methods. *Acta Metallurgica Slovaca* 18., (2012), s. 172-180
- [3] MARTIN, J.W.: *The mechanical properties of materials*. Amsterdam : Elsevier (2007), 809 s. ISBN 978-0-08-046525-8
- [4] ČIŽMÁROVÁ, E., MIHALIKOVÁ, M., NÉMET, M.: Vplyv rýchlosti deformácie na zmenu mechanických vlastností. *Chemické listy*, Vol. 105, (2010), s. 129-131
- [5] VELES, P.: *Mechanické vlastnosti a skúšanie kovov*. Bratislava: Alfa (1989), 399 s. ISBN 063-552-89
- [6] TKÁČ, J., SPIŠÁK, E.: Trendy vo vývoji automobilov. *Transfer inovácií*, Vol. 21, (2011), s. 253-256
- [7] KIMA, S.I., CHOI, S.H., YOO, Y. C.: Influence of boron on mechanical properties and microstructures of hot-rolled interstitial free steel. *Materials Science Forum*, (2005), s. 537-542
- [8] BEGIC HADZIPASIC, A., MALINA, J., NIŽNIK, Š.: Influence of microstructure on hydrogen diffusion and impedance of IF-steel. *Kovové Materiály* 50., (2012), s. 345-350
- [9] MENG, J., ZHU, P., HU, Z.: Experimental research of pre-strain effects on mechanical behavior of dual phase steel. *Advanced Materials Research*, Vol. 139, (2010), s. 205-209
- [10] GIRMAN, V., HRABČÁKOVÁ, V.: Kovové materiály automobilových konštrukcií – II karoséria a karosárske plechy. *Mat. Eng.*, (2012), s.1-10

Creep Properties and Microstructure of the New Wrought Austenitic Steel

Creepové vlastnosti a mikrostruktura nové tvářené austenitické oceli

Ing. Tomáš Vlasák, Ph.D.¹, doc. Ing. Jan Hakl, CSc.¹, Ing. Pavel Novák², Ing. Anna Výrostková, CSc.³

¹ SVÚM a.s., oddělení Vlastností materiálů při vysokých teplotách, Podnikatelská 565, 190 11 Praha 9, Czech Republic

² SVÚM a.s., oddělení Pevnosti, Podnikatelská 565, 190 11 Praha 9, Czech Republic

³ IMR. SAS, Watsonova 47, 040 01, Košice, Slovak Republic

The paper is oriented on the new wrought austenitic steel BGA4 developed by the British Company Corus. Material BGA4 was supplied in the form of rods with length of 160-300 mm with diameter of approximately 20 mm that had been rolled from original material with cross section with diameter of 183 mm. The experimental material was heat treated using the 1,200°C/20 min/water procedure at the manufacturer. Test specimens with specific dimensions of $\varnothing 5 \times 25$ mm were used for creep tests. The creep tests were performed at temperatures of 625-725°C and stress values 90-330 MPa on air at a constant load. The dependencies of the creep strength, strength for specific creep strain and minimum creep strain rate were evaluated on the basis of long term creep. Metallographic analysis is an important part of the paper. Metallographic study was carried out on 11 samples. The austenitic structure did not contain any precipitates in the initial condition; the boundaries of grains and twins were sharp. Microstructure was observed also after creep tests. Precipitates created inside the grains already after a short creep exposure when compared with the initial condition. The precipitates coarsened with the time of temperature exposure. Growth of the particles layer related to the thickness of the carbon depleted zone along the grain boundaries was another phenomenon found out. The change of the layer thickness at the grain boundaries had the opposite character than creep resistance of the steel BGA4. It seems that the size of the precipitated particles layer can be useful for estimation of the creep lifetime of real parts. Detailed metallographic study was performed in order to find out what phases were present in the microstructure of the steel. For this purpose the specimen after the creep test carried out at 650°C and 170 MPa for 2318 h was chosen. Results were described by means of scanning electron microscope (SEM) metallography, scanning transmission electron microscope (STEM) metallography and energy dispersive X-ray spectrometry (EDX) of thin foils.

Keywords: austenitic steel, creep characteristics, the effect of creep exposure on microstructure, metallography.

Príspevek sa zaoberá novou tvárenou austenitickou ocelí BGA4, ktorá je výsledkom vývoje v britskej firme CORUS. Studium bolo zamierené na zistenie creepových vlastností a následné metalografické analýzy. Experimentálny materiál dodaný vo forme tyčí o priemere 20mm bol pretváren z pôvodného rozměru 183mm a poté tepelně zpracován při teplotě 1200°C po dobu 20 minut a ochlazen ve vodě. Tento materiál byl použit pro zkoušky tečení při teplotách 625°C až 725°C. Celkový počet zkušebních hodin byl více než 150 000 hodin, přičemž doba do lomu nejdelší zkoušky byla 22948h. Na základě zkoušek tečení byly nejprve vyhodnoceny průběhy středních hodnot meze pevnosti tečení. Poté byly vyhodnoceny pro jednotlivé zkoušky závislosti deformace na čase. Z vyhodnocených křivek bylo možno následně stanovit průběhy středních hodnot meze tečení a rychlosti tečení. Experimentální materiál byl použit dále pro metalografické analýzy, které probíhaly, jak na materiálu ve stavu, který byl dodán, tak na vzorcích po zkouškách tečení. Celkem bylo pro metalografické studium na optickém mikroskopu připraveno jedenáct vzorků. Ve výchozím stavu byla zjištěna austenitická struktura, která neobsahovala precipitáty, hranice zrn a dvojčat byly ostré. Po zkouškách tečení byly zjištěny precipitáty uvnitř zrn, které v závislosti na creepové expozici rostly. Dalším jevem, který byl pozorován, byl vznik pásma podél hranic zrn ochuzeného o uhlík. Šířka tohoto pásma se zvětšovala s dobou creepové expozice. Grafická interpretace závislosti šířky ochuzeného pásma na Larson-Millerově parametru $P_{LM} = T \cdot (\log t_r + A_4)$ má opačnou závislost než mez pevnosti při tečení. Bude-li tento jev dále zkoumán je pravděpodobné, že šířku pásma bude možno popsat funkční závislostí na Larson-Millerově parametru. Tato funkční závislost by mohla být využitelná při odhadech zbytkové životnosti reálných konstrukčních částí. Metalografický rozbor také prokázal nepřítomnost delta feritu, čímž byl potvrzen předpoklad získaný pomocí výpočtu Cr a Ni ekvivalentů a Schaefflerova diagramu. Doplnkem popsaného metalografického zkoumání byla mikrostrukturní a fázová analýza. Výsledky této analýzy je možno popsat následovně. Hranice zrn byly tvořeny oválnými částicemi, které byly obklopeny kuboidálními částicemi. V obou případech se jednalo o karbidy $M_{23}C_6$ bohaté na Cr. Uvnitř zrn byly pozorovány jemné částice, jednalo se o karbidy $M_{23}C_6$ bohaté na Fe a Cr. Velké množství dislokací bylo zachyceno převážně na jemných karbidech $M_{23}C_6$. V některých případech byly pozorovány shluky částic na bázi Cu.

Podle literárních zdrojů by se ve struktuře měly vyskytovat fáze na bohaté na Nb a V. Tyto fáze nalezeny nebyly, místo toho byly nalezeny okrouhlé fáze větších rozměrů bohaté na Nb, pravděpodobně elementární Nb nebo Nb₁₅Ni₂.

Klíčová slova: austenitická ocel, creepové charakteristiky, vliv creepové expozice na strukturu, metalografie

Austenitic steels are used in temperatures from 620 to 680°C in the areas where resistance to creep and corrosion is required. These steels can be divided into four categories: 18Cr-8Ni, 15Cr-15Ni, 20Cr-25Ni and

higher content of Cr and Ni. Survey of this material, which is suitable for energy industry, is shown in Tab. 1 [1].

Tab.1 Nominal chemical composition of austenitic steels for boiler (wt %)

Tab 1 Nominální chemické složení austenitických ocelí pro energetiku (%hm.)

Type of material	Steel	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	Ti	B	Other
18Cr-8Ni	ASME TP304H	0.08	0.6	1.6	8.0	18.0	-	-	-	-	-	-	-
	Super 304H	0.10	0.2	0.8	9.0	18.0	-	-	-	0.40	-	-	3.0Cu 0.10N
	ASME TP321H	0.08	0.6	1.6	10.0	18.0	-	-	-	-	0.5	-	-
	Tempalloy A-1	0.12	0.6	1.6	10.0	18.0	-	-	-	0.10	0.08	-	-
	ASME TP316H	0.08	0.6	1.6	12.0	16.0	2.5	-	-	-	-	-	-
	ASME TP347H	0.08	0.6	1.6	10.0	18.0	-	-	-	0.8	-	-	-
15Cr-15Ni	17-14CuMo	0.12	0.5	0.7	14.0	16.0	2.0	-	-	0.4	0.3	0.006	3.0Cu
	Esshete 1250	0.12	0.5	6.0	10.0	15.0	1.0	-	0.2	1.0	0.06	-	-
20-25Cr 15-32Ni	ASME TP310	0.08	0.6	1.6	20.0	25.0	-	-	-	-	-	-	-
	HR3C	0.06	0.4	1.2	20.0	25.0	-	-	-	0.45	-	-	0.2N
	Alloy 800H	0.08	0.5	1.2	32.0	21.0	-	-	-	-	0.5	-	0.4Al
	Tempalloy A-3	0.05	0.4	1.5	15.0	22.0	-	-	-	0.7	-	0.002	0.15N
	NF 709	0.15	0.5	1.0	25.0	20.0	1.5	-	-	0.2	0.1	-	-
	SAVE25	0.10	0.1	1.0	18.0	23.0	-	1.5	-	0.45	-	-	3.0Cu 0.2N
high Cr high Ni	CR30A	0.06	0.3	0.2	50.0	30.0	2.0	-	-	-	0.2	-	0.03Zr
	HR6W	0.08	0.4	1.2	43.0	23.0	-	6.0	-	0.18	0.08	0.003	-

In British company CORUS four austenitic steels have been investigated – see Tab. 2. Content of Cr is higher for better resistance against corrosion. They contain also higher quantity of austenite-stabilizing element Mn. Austenitic element Mn and alloying additions are more complex [2].

In SVÚM creep resistance of one of these steels – BGA4 was studied. The aim of this paper is to present results of creep testing. Our description deals with creep rupture strength, strength for specific creep strain and creep rate. Detailed description of microstructure is important part of the paper.

Tab. 2 Nominal chemical composition of CORUS steel (wt %)

Tab. 2 Nominální chemické složení oceli firmy CORUS (%hm.)

Type of material	Chemical composition											
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	B	N	Cu
BGA1	0.11	0.64	6.3	15.2	23.1	1.0	-	0.29	0.19	0.005	0.095	-
BGA2	0.11	0.54	9.7	13.0	23.2	1.0	-	0.30	0.57	0.005	0.18	-
BGA3	0.11	0.55	6.2	15.0	23.1	1.0	-	0.30	0.57	0.006	0.18	3 Cu
BGA4	0.10	0.54	6.1	14.9	22.8	0.2	1.4	0.29	0.57	0.006	0.19	3 Cu

1. Experimental material

The company CORUS supplied to SVÚM the best material BGA4 (containing W) – identified as CORUS CODE H4F53 – with chemical composition stated in Table 3. The supply included rods with length of 160-300 mm with diameter of approximately 20 mm that had been rolled from original material with cross section

with diameter of 183 mm. The rods were subjected to an ultrasonic test, the aim of which was to identify internal defects. This test did not reveal any defects that could be affecting consequent results. The experimental material was heat treated using the 1200°C/20 min/water procedure at the manufacturer. Test specimens with specific dimensions of Ø 5x25 mm were made and creep tests carried out in SVÚM.

Tab. 3 Chemical composition of steel BGA4 (wt.%)

Tab. 3 Chemické složení oceli BGA4 (%hm.)

	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	B	Nb	V	N	Cu	W
0.11	0.49	6.10	0.02	0.024	22.9	0.14	15.4	0.007	0.61	0.31	0.185	2.70	1.49

The creep tests were performed at temperatures from 625 to 725°C and stress values of 90-330MPa. The creep tests were carried out on air at a constant load. Deformation time changes were measured. The SVÚM a. s. laboratory is accredited in accordance with the standard EN ISO/IEC 17025.

2. Results of the creep tests

The dependence of stress on the Larson-Miller parameter (P_{LM}) was assessed at first. A following regression model was used for the assessment [3]

$$\log \sigma = A_1 + A_2 P_{LM} + A_3 P_{LM}^2 \quad (1)$$

where

$$P_{LM} = T \cdot (\log t_r + A_4).$$

σ is stress (MPa).

T is temperature (K).

t_r is time to rupture (h).

A_1 - A_4 are material constants listed in Tab.4.

Fig. 1 illustrates the results of creep tests. The assessed dependence of time to rupture on stress and temperatures is demonstrated by solid curves.

Tab. 4 Material constants of regression models (1), (2) and (3)

Tab. 4 Materiálové konstanty regresních modelů (1), (2) a (3)

Model (1)	
A_1	-2.29537364E+00
A_2	5.46339300E-04
A_3	-1.49047411E-08
A_4	2.16018327E+01
Model (2)	
B_1	8.66864452E+00
B_2	-4.48340085E-04
B_3	5.55963130E-09
B_4	1.65163609E+01
Model (3)	
C_1	-1.42822301E+01
C_2	-2.55821347E+00
C_3	-3.94226416E+00
C_4	-1.32610010E+01
C_5	1.03641552E+03
C_6	7.30214009E-06

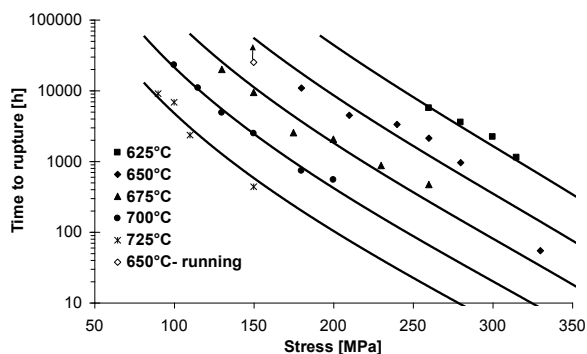
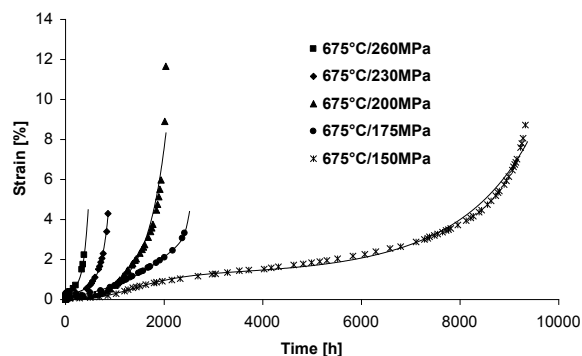
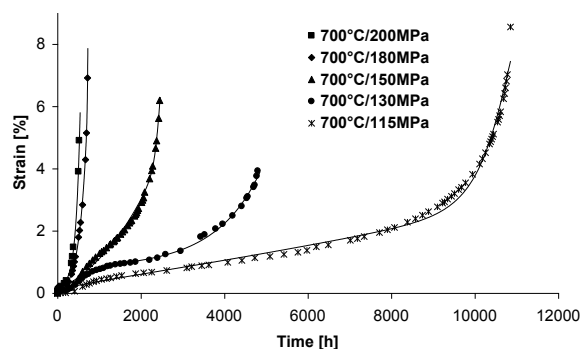


Fig. 1 Time to rupture dependence on temperature and stress of steel BGA4

Obr.1 Závislost doby do lomu ocele BGA4 na teplotě a napětí



a) Curves at 675°C



b) Curves at 700°C

Fig. 2 Creep curves of steel BGA4
Obr.2 Creepové křivky ocele BGA4

Some creep curves, which were evaluated using the model [4], are shown in Fig.2. The curves allowed specification of temperature and stress dependencies of the creep limit. Identical equation (1) in the form

$$\log \sigma_1 = B_1 + B_2 {}^1P_{LM} + B_3 {}^1P_{LM}^2 \quad (2)$$

where

$${}^1P_{LM} = T_1 \cdot (\log t_1 + B_4).$$

σ_1 is stress (MPa).

T_1 is temperature (K).

t_1 is time to creep strain 1% (h).

B_1 - B_4 material constants given in Tab.4.

was used. The result of assessment of 1% creep limit is illustrated in Fig. 3.

The model according to [5] was used to assess the creep rate.

$$\begin{aligned} \log \dot{\epsilon} = & C_1 + C_2 \cdot \log \left| \frac{1}{T} - \frac{1}{C_5} \right| + C_3 \cdot \log [\sinh(C_6 \cdot \sigma \cdot T)] + \\ & + C_4 \cdot \log \left| \frac{1}{T} - \frac{1}{C_5} \right| \cdot \log [\sinh(C_6 \cdot \sigma \cdot T)], \end{aligned} \quad (3)$$

where

$\dot{\epsilon}$ is minimum creep rate (%/h).

σ is stress (MPa).

T is temperature (K).

C_{1-6} are material constants shown in Tab.4.

The assessed creep rate is illustrated in Fig. 4.

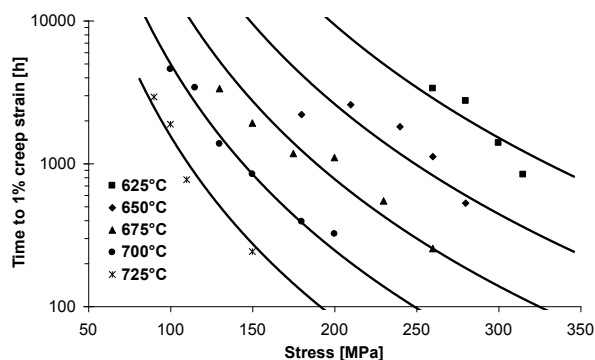


Fig. 3 Comparison of rupture strength and strength for 1% creep strain of steel BGA4

Obr. 3 Porovnání meze pevnosti při tečení a meze tečení 1% ocele BGA4

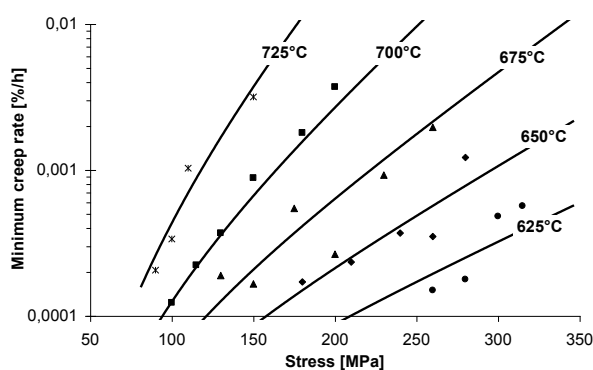


Fig. 4 Minimum creep rate of steel BGA4

Obr. 4 Minimální rychlost tečení ocele BGA4

3. Occurrence of delta ferrite in structure

Delta ferrite should not be present in structure of the steel BGA4. This structural component could be transformed relatively soon to a sigma phase during exposure at higher temperatures, which would result in steel embrittlement. Occurrence of delta ferrite can be predicted using the Schaeffler's diagram [6] which is shown in Fig. 5. The values of Cr and Ni equivalents can be calculated from the equations below [7.8]

$$Cr_{eq} = Cr + 2Si + 1.5Mo + 5V + 5.5Al + 1.75Nb + 1.5Ti + 0.75W$$

$$Ni_{eq} = Ni + Co + 0.5Mn + 0.3Cu + 25N + 30C$$

where contents of individual elements are in weight percentage.

For BGA4 steel the values $Cr_{eq}=27.83\%$, $Ni_{eq}=27.19\%$ were calculated. It is apparent from Fig. 5 that delta ferrite should not be present in the BGA4 steel. This structural component has not been detected during our metallographic investigation.

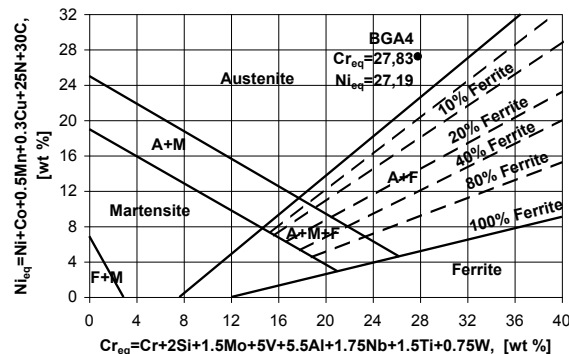


Fig. 5 Schaeffler's diagram of microstructure state of steel BGA4

Obr. 5 Schaefflerův diagram strukturních stavů ocele BGA4

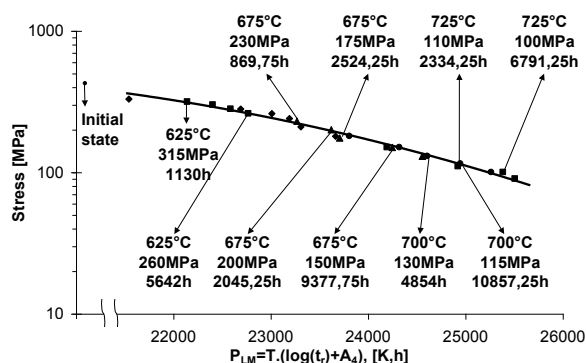


Fig. 6 Specimens chosen for metallographic study

Obr. 6 Vzorčky vybrané pro metalografickou analýzu

4. Optical microscopy

Metallographic study was carried on 11 samples identified in Fig.6. The samples were prepared for examination using usual methods of grinding and polishing. An agent consisting of 10 ml of HNO_3 + 10 ml of acetic acid + 15 ml of HCl + 5 drops of glycerine was used for etching of the sample surface for characterizing the initial condition. All the other samples were etched using an agent consisting of 2 g of $CuCl_2$ + 40 ml of HCl + 60 ml of ethanol.

The samples had an austenitic structure. The size of grains was assessed using a comparison method with 100x magnification and it was found out to be 4.5 according to ASTM E112. The dimension of 75 μm corresponds to this value. The effect of the parameters of thermal exposure on grain coarsening was not apparent; the size of grains of the investigated samples was constant.

The structure did not contain any precipitates in the initial condition; the boundaries of grains and twins were sharp (see Fig. 7.). This figure also shows the changes that occurred at the exposure to a creep temperature. The structures were arranged with the time to increase of fracture. However, these values were re-calculated for maximum temperature of application of austenitic steels (680°C). It can be seen that precipitates

were created inside the grains already after a short exposure when compared with the initial condition. The precipitates coarsened with the time of temperature exposure. Growth of the particles layer connected to the thickness of the carbon depleted zone along the grain boundaries was another phenomenon found out. This was assessed using photographs of the individual states

(from 10 to 15 states). As it can be seen in Fig. 8. the change of the layer thickness at the grain boundaries had the opposite character than creep resistance of the steel BGA4. It seems that the size of the precipitated particles layer is useful for estimation of the creep lifetime of real parts.

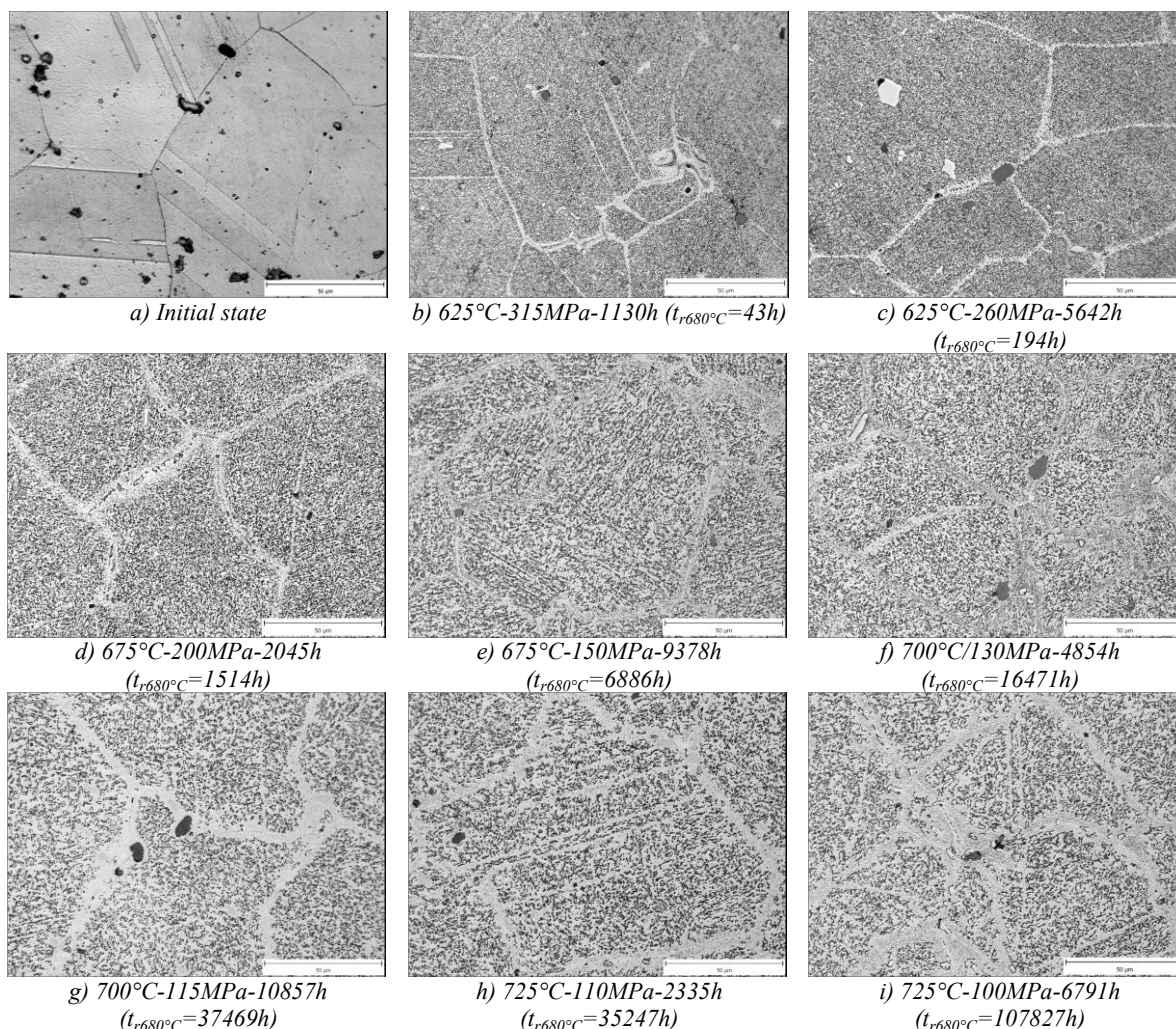


Fig. 7 Changes of microstructure of the steel BGA4 caused by temperature exposure
Obr.7 Změny struktury ocele BGA4 vlivem teplotní expozice

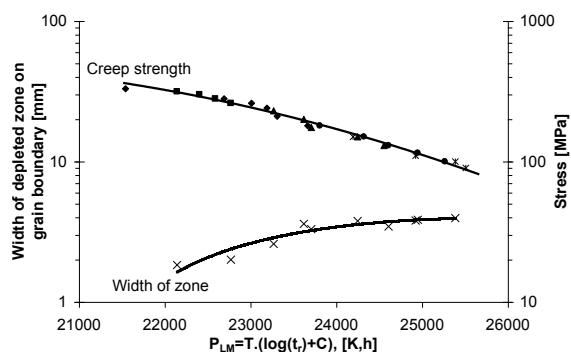


Fig. 8 Changes of particle layer at the grain boundaries in relation to the creep strength of the steel steel BGA4
Obr.8 Změny vrstvy částic na hranicích zrn ve vztahu k pevnosti při tečení ocele BGA4

5. Microstructure and phase analysis

Detailed study was performed to find out what phases were present in the microstructure of the steel. For this purpose the specimen after the creep test carried out at 650°C and 170 MPa for 2318 h was chosen. Results were described by means of scanning electron microscope (SEM) metallography, scanning transmission electron microscope (STEM) metallography and energy dispersive X-ray spectrometry (EDX) of thin foils.

The sample for metallographic analyses were prepared by common way of grinding, polishing and etching. Thin foils were polished electrolytically in solution

consisting of acetic acid (95%) and hydrochloric acid (5%) at 10 °C and 90 V.

The boundaries of austenitic grains were decorated with thick layer of particles as illustrated in Fig. 9 a, b. Detailed view of the grain boundary in Fig.10 reveals almost continuous chain of oval particles (10a) at the boundaries and the carbon depleted zone (CDZ) (10b) followed by the layer of particles. The particles in the layer were of cuboidal shape. Both mentioned kinds of particles were analysed as Cr-rich $M_{23}C_6$ carbides, as documented by selected area diffraction (SAD) in Fig. 11. Further into the grain interior fine particles were present predominantly as well as arrays of more or less ordered dislocations often pinned by fine particles and/or the rows of cuboidal particles - see Fig. 12 a, b. These fine particles were analysed as Fe-Cr-rich $M_{23}C_6$ carbides. After the creep tests the chain of particles CDZ and layer of particles were found also at twin boundaries. Fig. 13.

Under proper conditions (magnification, foil thickness) a population of Cu-based particles can be seen in the microstructure - see Fig.14. Distribution of the dispersion particles is very dense and most of them demonstrate a well-known “coffee bean-like” contrast, which can be attributed to the coherent dispersoids [9].

Taking into account the chemical composition of the alloy Nb-V-rich particles should have been expected in the microstructure. However, no such particles were found. Large rounded Nb-rich particles of various shapes were embedded in the microstructure instead - see Fig. 15. The SADs on different particles give ambiguous results. They shall be either the Nb element or Nb₁₅Ni₂ phase. The white small “stains” in the images were most probably the thinned parts in the foil originated by the fine particles falling out during polishing of the foils.

According to the thermodynamic calculation the phases in equilibrium at the test temperature should be Cr-rich $M_{23}C_6$ carbide. MX nitrides, Cu particles, and austenitic matrix.

Semi-quantitative composition (EDXS) of metallic part of particles in the investigated microstructure [in at.%] is approximately as follows:

- Cr- rich oval and cuboidal particles mostly at GB- $M_{23}C_6$: 72Cr-18Fe-1Nb-3Ni-0.5Cu-1.8V-1Nb (+ Si ..).
- Fine (up to 30 nm) and longer narrow particles in the matrix are Fe-Cr-rich $M_{23}C_6$ carbides: 50Fe-24Cr-18Ni-2.5Cu + (~1V~1Nb-Si..). Cu-rich coherent particles.
- Nb-rich (88-92 %) large particles.

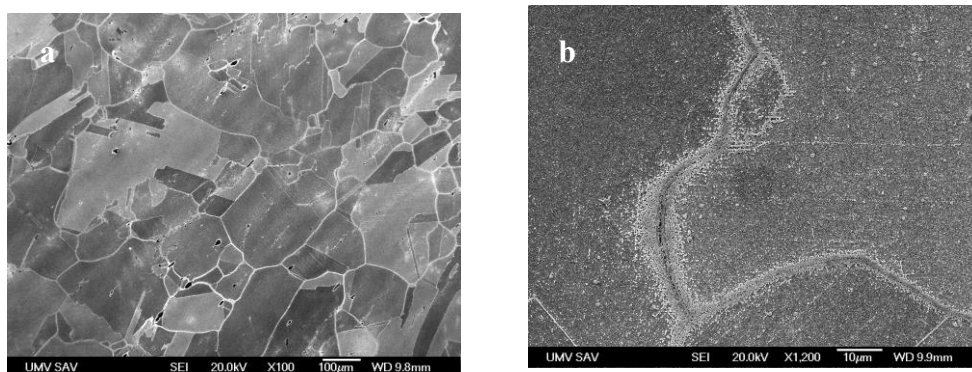


Fig. 9 Microstructure of the sample (a), detail view of particles at grain boundaries (b), SEM
Obr. 9 Mikrostruktura vzorku (a) částice na hranicích zrn-detailní snímek (b), SEM

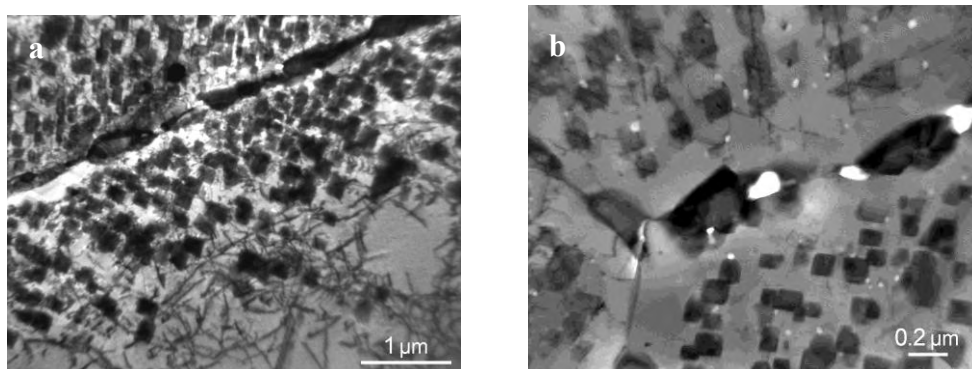


Fig. 10 Layer of particles (a) and carbon depleted zone (b) at boundary, thin foil
Obr. 10 Vrstva částic (a) a oduhličená oblast (b) na hranicích. folie

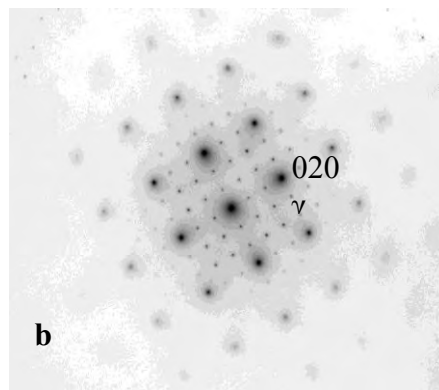
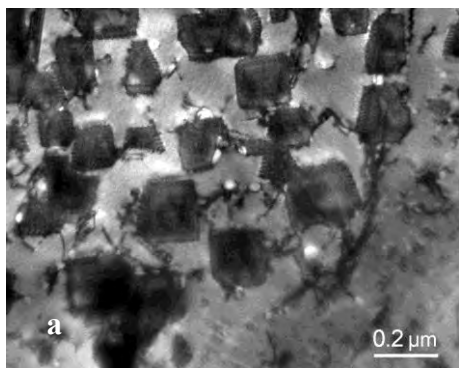


Fig. 11 Cuboidal $M_{23}C_6$ particles (a) and SAD from this area (b), thin foil
Obr. 11 Kuboidální karbidy $M_{23}C_6$ a difraktoqram této oblasti. folie

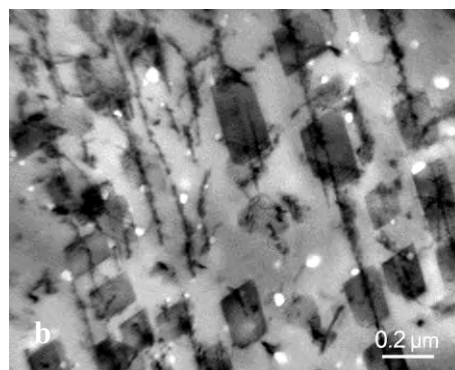
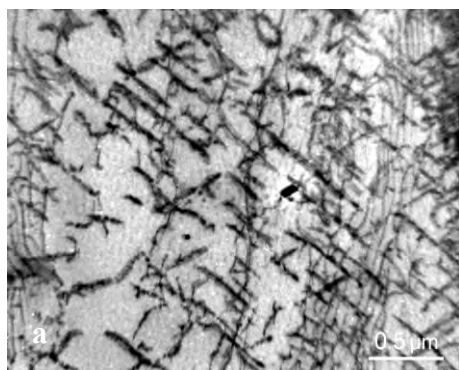


Fig. 12 Interior of grains. Dislocations pinned by rows of fine particles (a), cuboidal particles (b), thin foil
Obr. 12 Struktura uvnitř zrn. Dislokace zachycené na řádcích jemných částic (a), kuboidálních částicích (b). folie

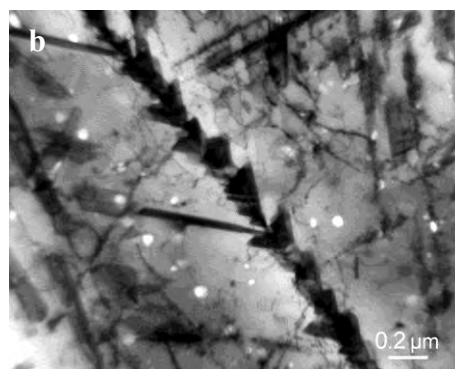
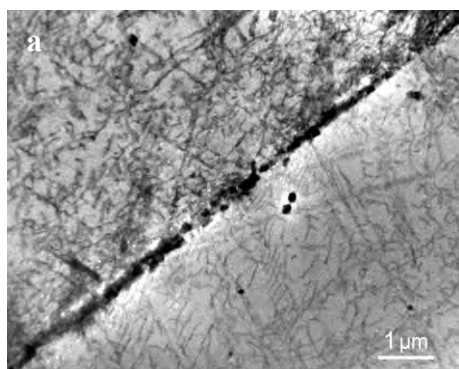


Fig. 13 Twin boundary (a), detail (b), thin foil
Obr. 13 Hranice dvojčat (a), detailní snímek. (b). folie

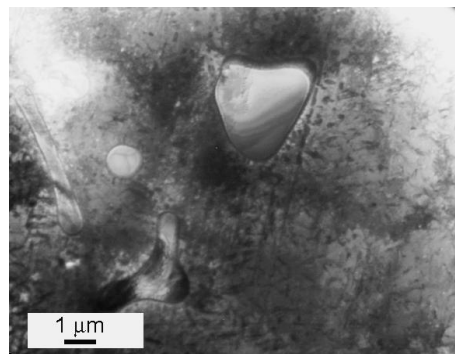
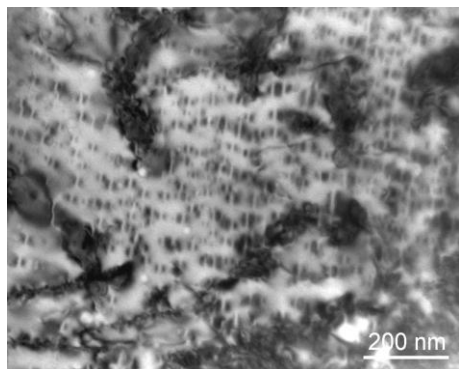


Fig. 14 Cu-rich coherent particles, thin foil
Obr. 14 Koherentní částice bohaté na Cu. folie

Fig. 15 Nb-rich large particles
Obr.15 Částice bohaté na Nb

Conclusions

It is possible to summarise the investigation as follows:

- 1) The rupture strength, strength for 1% creep strain and minimum creep rate were evaluated from results of creep tests.
- 2) The width of the precipitated particles layer at the grain boundaries connected to the carbon depleted zone may be used for estimation of the creep lifetime.
- 3) The microstructure of the steel BGA4 was found to consist of austenite and particles of Fe and Cr-rich M₂₃C₆ carbide, Cu-rich coherent dispersoid and large Nb-rich particles.

Acknowledgements

This work was supported by the Ministry of Education, Youth and Sports of Czech Republic – COST 536 (OC09067). Technical support of our colleagues from Corus in carrying out this work is gratefully acknowledged.

Literature

- [1] VISWANATHAN.R.-PURGERT.R.-RAO.U.: Materials for ultra-supercritical coal-fired power plant boilers. Materials for Advanced Power Engineering 2002. Proc. 7th Liege Conference. p.1109-1129. Part II. Ed. J.Lecomte-Beckers. M.Carton. F.Schubert. P.J.Ennis. Forschungszentrum Juelich 2002.
- [2] SCARLIN.B.-STAMATELOPOULOS.G.N.: New boiler materials for advance steam conditions. Materials for Advanced Power Engineering 2002. Proc. 7th Liege Conference. p.1091-1108. Part II. Ed. J.Lecomte-Beckers and all. Forschungszentrum Juelich 2002.
- [3] SEIFERT.W.-MELZER.B.: Rechnerische Auswertung von Zeitstandversuchen am Beispiel des Stahles 13CrMo4-4.15. Vortragveranstaltung „Langezeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe“. Düsseldorf. 06.11.1992.
- [4] BÍNA.V.-HAKL.J.: Relation between creep strength and strength for specific creep strain at temperatures up to 1200°C. Materials Science and Engineering A234-236(1997). pp.583-586.
- [5] PECH.R.-KOUČKÝ.J.-BÍNA.V.: Matematizace hodnot pevnosti při tečení československých ocelí pro výrobu trub. Strojírenství 29(1979). č.7. s.389.
- [6] KOTECKÍ.D.J.: Welding of Stainless Steels. ASM Handbook. Vol.6. Welding. Brazing and Soldering. p.678-709. ASM International. December 1993.
- [7] SHINGLEDECKER.J.P.-MAZIASZ.P.J.-EVANS.N.D.-POLLARD.M.J.: Creep Behaviour of a New Cast Austenitic Alloy. Creep and Fracture in High Temperature Components – Design and Life Assessment Issues. Proc. ECCC Creep Conference. Ed. I.A.Shibli. S.R.Holdsworth. G.Merckling. p.99-101. Sept. 12-14.2005. London.
- [8] GABREL.J.-BENDICK.W.-VANDENBERGHE.B.-LEFEBVRE.B.: Status of development of the VM12 steel for tubular application in advanced power plants. Material for Advanced Power Engineering 2006. ed. J.Lecomte-Beckers. M.Carton. F.Schubert. P.J.Ennis. Proceedings of the 8th Liege Conference. part II.. p.1065-1075.
- [9] Williams DB. Carter CB. editors. Transmission electron microscopy. New York: Plenum Press; 1996. p. 289.

ArcelorMittal sníží emise vápenného prachu

moravskoslezskénovinky.cz, iza

5. 2.2013

Huť ArcelorMittal Ostrava investovala do snížení emisí vápenného prachu a zlepšení pracovních podmínek na ocelárně. Dokončila instalaci zařízení pro odprašení vápenných cest, které se nyní uvádí do provozu. V souladu s evropskou legislativou zvolila společnost k odprašování nejlepší dostupnou techniku v hodnotě 10 mil. Kč. Nový tkaninový filtr zachytává prach, který vzniká při manipulaci s vápnem. Díky tomu se nepřímé (fugitivní) emise prachu sníží v průměru o 100 t ročně. „Tato ekologická investice bude mít pozitivní přínos pro životní prostředí a ocení ji také naši zaměstnanci, kteří na ocelárně s vápnem pracují. Významně se zde omezí prašnost, a tudíž selepší pracovní podmínky,“ vysvětluje Petr Baranek, ředitel pro životní prostředí ArcelorMittal Ostrava.

Vápno se ve výrobě používá při zpracování oceli v pánvových pecích na ocelárně. Prach se zachytává v místě vykládky vápna, kde se během jeho přemísťování z vagónů do podzemních zásobníků nejvíce práší. Zadržovaný prach bude odváděn do tkaninového filtru, který zachytí 99 % částic všech velikostí. „Díky tkaninovému filtru se nám podaří snížit emise hluboko pod limit Evropské unie, který navíc v Ostravě splníme s tříletým předstihem,“ doplňuje Petr Baranek. Za filtrem bude koncentrace prachu výrazně pod limitem daným nejlepší dostupnou technikou (BAT - Best Available Technique: 10 mg/m³). V Evropské unii vstoupí limit v platnost až od roku 2016.

Společnost ArcelorMittal Ostrava splnila i další podmínky pro podání žádosti o spolufinancování této ekologické investice z prostředků Státního fondu pro ochranu životního prostředí a o evropskou dotaci požádala v loňském roce. Vůbec poprvé má možnost získat dotaci na ekologickou investici, v tomto případě do výše 90 % ceny. Dotace se čerpají výhradně z prostředků, které jsou určeny pro zlepšení životního prostředí v průmyslových regionech.

SB

neželezné kovy a slitiny

Macro- and Microstructure Formation in the Liquid-solid Region of Solid Solution Alloys, with Eutectic, Peritectic and Monotectic Transformations at the Equilibrium and Non-equilibrium Crystallization

Tvorba makro- a mikrostruktury slitin tuhých roztoků v oblasti likvidu a solidu při eutektické, peritektické a monotektické reakci za podmínek rovnovážné a nerovnovážné krystalizace

prof. Evgeny Sidorov, d.t.n.¹, prof. Mikhail Pikunov, d.t.n.², prof. Ing. Jaromír Drápala, CSc.³

¹ Vladimir State University, Gorky St. 87, Vladimir, 600000, Russian Federation

² National Research Technological University «Moscow Institute of Steel and Alloys», Lenin avenue 4, Moscow, 119049, Russian Federation

³ Vysoká škola báňská – Technical University of Ostrava, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava – Poruba, Czech Republic

In the work theoretical and experimental investigations to determine the size and configuration of transition liquid-solid regions in directionally solidifying castings of solid solution alloys, with eutectic, peritectic and monotectic transformations at the equilibrium and non-equilibrium processes have been carried out. Experimental research was done by the quenching method of the directionally solidifying samples of alloys of Cu – Ni and Cu – Mn, systems. On the basis of the investigations it was determined that in real conditions of alloy solidification the crystallization process of all alloys is always closer to the non-equilibrium process, when the diffusion in the liquid phase realizes completely ($D_L \rightarrow \infty$) and is absent in the solid phase ($D_S = 0$). It is shown that the size and configuration of the transition liquid-solid region are determined by the non-equilibrium crystallization range, the temperature gradient and the degree of the process deviation from the equilibrium way of crystallization. The size and configuration of the transition region predetermine the formation of casting defects in ingots (micro- and macrosegregation, shrinkage porosity, the macro-grain size). It is shown that the casting properties of alloys depend on the crystallization character of the alloy, the distance between the liquid and the non-equilibrium solid along the vertical and the distance between the liquid and the solid along the horizontal as well.

V předložené práci byl proveden teoretický a experimentální výzkum za účelem určení velikosti a konfigurace přechodu dvoufázové oblasti likvidu a solidu při řízeném tuhnutí odlitků slitin tuhých roztoků a při eutektických, peritektických či monovariantních transformacích za termodynamicky rovnovážných a za zcela nerovnovážných podmínek krystalizace. Experimentální výzkum byl realizován ochlazováním vzorků slitin Cu – Ni a Cu – Mn metodou směrové krystalizace. Na základě výzkumů bylo zjištěno, že za reálných podmínek solidifikace při procesu krystalizace je u všech slitin stav vždy blíže nerovnovážnému procesu, kdy dochází k úplné difuzi v kapalně fázi ($D_L \rightarrow \infty$) a difuze v pevné fázi je nepřítomná ($D_S = 0$). Z výsledků studia dále vyplynulo, že velikost a konfigurace přechodu v oblasti kapalně a pevné fáze je určena šířkou oblasti nerovnovážné krystalizace, teplotním gradientem a stupněm odchylky od procesu rovnovážné krystalizace. Velikost a konfigurace přechodové oblasti předurčuje tvorbu licích vad v ingotech (mikro- a makroskopické odměšování, řediny, makrozrnitost). Bylo prokázáno, že licí vlastnosti slitin závisí na charakteru krystalizace slitiny, na vzdálenosti mezi likvidem a nerovnovážným solidem podél vertikály a rovněž na vzdálenosti mezi likvidem a solidem podél horizontály. V článku jsou prezentovány jednotlivé typy diagramů binárních systémů, a to ideální, eutektický, peritektický i monotektický. Dále jsou zde zobrazeny vybrané typy diagramů ternárních systémů, a to ideální, peritektický a s monovariantní eutektickou reakcí. Pro všechny uvedené případy jsou na příslušných obrázcích zakresleny poměry při krystalizaci z hlediska distribuce prvků v tuhneoucím ingotu za podmínek rovnovážné a zcela nerovnovážné krystalizace. Prezentované teoretické i experimentální poznatky mají významný přínos jak pro oblast slévárenství při výrobě odlitků, tak i pro řízenou

krystalizaci při daných experimentálních podmínkách. Typ fázového diagramu a konkrétní podmínky krystalizace hrají dominantní roli na makro- a mikrosegregace přítomných prvků ve slitině i na charakter buněčné či dendritické struktury.

In a solidifying ingot a temperature change always exists assuring the formation of a transition liquid-solid region limited by the alloy liquidus and solidus isotherms. In this region crystallization takes place. The presence of such intermediate region is the main characteristic feature of the castings solidification process, affecting many of their properties, including micro- and macrostructure. Many properties of cast ingots, density (the absence of shrinkage porosity) in the first place and the macrostructure as well, correlate with the transition region dimensions. In educational and scientific literature dimensions and the configuration of the transition liquid-solid region and the casting properties accordingly are correlated as a rule with the equilibrium crystallization range. However, practical results often do not correspond to the generally accepted statements. In the works [1, 2] a considerable role of the crystallization character of solid solution alloys in the microstructure formation in cast ingots is shown. The present work determines the effect of the alloy crystallization character and the degree of the process deviation from the equilibrium development on the liquid-solid region formation and the macro- and microstructure in a solidifying casting.

Theory and Experiment

When equilibrium phase diagrams are available, it is possible to show the element distribution analytically and graphically through the height of the two-phase transition region both in liquid and solid phases in case of the equilibrium and completely non-equilibrium crystallization and the convection absence in the melt. These data allow predicting the development of the microsegregation in an alloy and the macrosegregation in the casting and accordingly make it possible to elaborate measures to decrease these undesirable phenomena.

Ideal binary system

Fig. 1 shows the binary phase diagram of the A – B system and the configuration of the transition region in the directionally solidifying casting (with the temperature gradient) of the solid solution alloy with the Co composition at the equilibrium ($D_S \rightarrow \infty$, $D_L \rightarrow \infty$), (a) and completely non-equilibrium ($D_S \rightarrow 0$, $D_L \rightarrow \infty$) (b) crystallization. In this figure the crystallization process is represented as ultimate step at the temperature decrease. When the process is equilibrium, at each temperature layers of the solid and liquid phases will form according to the equilibrium phase diagram, and with the temperature decrease their compositions will change to new equilibrium ones. When the process is non-equilibrium, the liquid phase compositions will also change along the liquidus line to the composition of the lowest melting point element in the system, and the

previously formed solid phase layers will retain their composition and mass up to the room temperature due to the conditions $D_S \rightarrow 0$, $D_L \rightarrow \infty$.

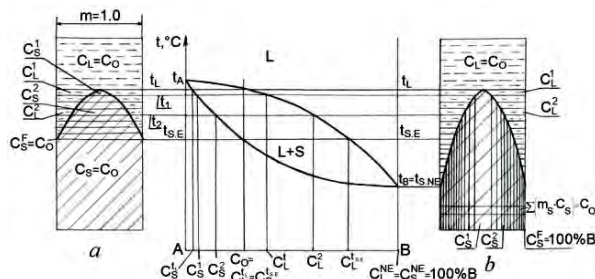


Fig. 1 The configuration of the transition region and the element distribution in the solidifying ingot of the Co alloy at the equilibrium ($D_S \rightarrow \infty$, $D_L \rightarrow \infty$) (a) and non-equilibrium ($D_S \rightarrow 0$, $D_L \rightarrow \infty$) (b) crystallization.

Obr. 1 Konfigurace přechodové oblasti a rozdělení prvku v tuhneícím ingotu slitiny se složením Co při rovnovážné ($D_S \rightarrow \infty$, $D_L \rightarrow \infty$) (a) a nerovnovážné ($D_S \rightarrow 0$, $D_L \rightarrow \infty$) (b) krystalizaci.

At the first step at the temperature t_1 the solid phase with the CS1 composition and the liquid one with the CL1 composition form from the liquid with the Co composition, the mass fractions and compositions of these phases will be equal both for the equilibrium and non-equilibrium crystallization (Fig. 1a, b). With further temperature decrease during the equilibrium crystallization for each temperature in the two-phase region there will also be its own layer of equilibrium liquid and solid phases according to the equilibrium phase diagram. At the equilibrium solidus temperature (t_{sE}) the whole of the liquid phase disappears, and the solid phase reaches the unit fraction (1.0), and its composition becomes equal to the initial one – Co. Thus at the equilibrium crystallization a homogeneous solid solution with the Co composition forms from the homogeneous liquid solution with the Co composition, and all changes of the compositions and masses of the liquid and solid phases take place in the two-phase region, the configuration of which is determined by the phase diagram configuration, and the dimensions along the height – by the heat transfer conditions (temperature gradient) and the crystallization range value.

In the case of the completely non-equilibrium crystallization when $D_S \rightarrow 0$ and $D_L \rightarrow \infty$ each new solid phase layer formed at the temperature decrease will retain its mass and composition up to the room temperature, and the liquid phase composition will change along the liquidus line in conformity with the equilibrium phase diagram. At the accepted conditions of the non-equilibrium crystallization liquid layers of different compositions will be in the two-phase region according to the equilibrium phase diagram, and the solid phase will form ring shaped vertical layers of

different compositions. Hence, when such non-equilibrium process is realized, a “stem” forms with different element content from the centre (core) of the stem to the boundary (Fig. 1b). If we sum up in any region of the horizontal layer the products of the mass fractions m_S of each layer by the element content C_S in it, the following condition will be met $\Sigma(m_S C_S) = C_o$ (Fig. 1b).

The investigation of the dendrite heterogeneity by the microanalysis method will show that the content of the low melting element B will be maximal at the cell boundary C_{BOU} and the content of the high melting point element A on the contrary will be the largest in the dendrite centre C_{CEN} . Thus it can be stated that the segregation coefficient ($K_{SEG} = C_{BOU}/C_{CEN}$) of the low melting point element B in the A – B system (Fig. 1) will be more than a unit ($K_{SEG} > 1$) and the segregation coefficient of the high melting point element A – less than a unit.

In Fig. 1 one can clearly see that the dendrite heterogeneity will be as less developed as the initial alloy composition is closer to the low melting B, and vice versa the closer the initial alloy composition is to the high melting element A, the greater will be the dendrite heterogeneity of both elements.

Cu-Ni and Cu-Mn binary system

Fig. 2 and Fig. 3 show fragments of the equilibrium phase diagrams of the Cu – Ni and Cu – Mn systems and configurations of the two-phase transition regions in the specimens of alloys Cu – 10 wt. % Ni (Fig. 2) and Cu – 8 wt. % Mn (Fig. 3) produced in the same heat transfer conditions. These alloys have equal equilibrium crystallization ranges ($\delta t_E = t_L - t_{SE} = 45^\circ\text{C}$) but different non-equilibrium ones: the alloy Cu – 10 wt. % Ni has $\delta t_{NE} = 55^\circ\text{C}$ and the alloy Cu – 8 wt. % Mn has $\delta t_{NE} = 120^\circ\text{C}$. It is seen in the figures that for both alloys the crystallization proceeds in a non-equilibrium way, the presence of the dendrite structure and a considerable decrease of the temperature of the crystallization process termination to the non-equilibrium solidus temperature in both alloys in the systems under investigation indicate this. For the Cu – 10 wt. % Ni alloy the non-equilibrium solidus temperature is equal to the melting temperature of the pure copper ($t_{Cu} = 1083^\circ\text{C}$) and for the Cu – 8 wt. % Mn alloy – to the temperature of the minimum point in this system ($t_{MIN} = 870^\circ\text{C}$).

One should always bear in mind that the real configuration of the transition region and the element distribution in liquid and solid phases in this region at the equilibrium and non-equilibrium processes will never completely correspond to the ideal one, which is shown in Fig. 1. This is due to many processes, which cannot be taken into account during the solidification of the casting. Convective liquid transfer, the liquid phase

flow in the capillary channels, gas emission at the crystal – liquid boundary, etc. are such processes.

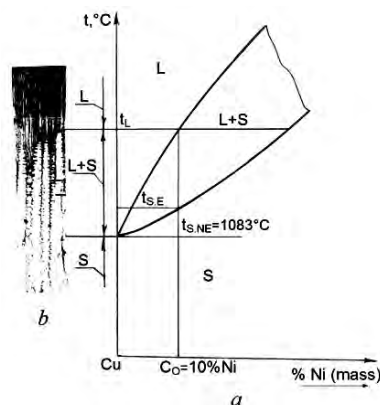


Fig. 2 Fragment of the phase diagram of the Cu – Ni system (a) and configuration of the transition two-phase region in the directionally solidifying ingot of the Cu – 10 wt. % Ni alloy at the temperature gradient $G = 5 \div 6$ K/mm and $v = 1$ mm/min (b).

Obr. 2 Část fázového diagramu systému Cu – Ni (a) a konfigurace přechodu dvoufázové oblasti při řízené solidifikaci ingotu slitiny Cu – 10 hm.% Ni při teplotním gradientu $G = 5 \div 6$ K/mm a $v = 1$ mm/min (b).

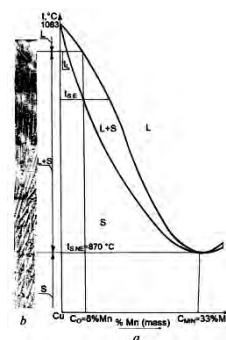


Fig. 3 Fragment of the phase diagram of the Cu – Mn system (a) and configuration of the transition two-phase region in the directionally solidifying ingot of the Cu – 8 wt. % Mn alloy at $G = 5 \div 6$ K/mm and $v = 1$ mm/min (b).

Obr. 3 Část fázového diagramu systému Cu – Mn (a) a konfigurace přechodu dvoufázové oblasti při řízené solidifikaci ingotu slitiny Cu – 8 hm.% Mn při teplotním gradientu $G = 5 \div 6$ K/mm a $v = 1$ mm/min (b).

The total size of the transition region (h) in the cast ingot will be determined by the non-equilibrium crystallization range $\delta t_{NE} = t_L - t_{S,NE}(t_B)$ and the temperature gradient (G), i.e. $h = \delta t_{NE} / G$.

The heterogeneity formed in the alloy retains as a rule for a long time at the room temperature. To eliminate it, it is necessary to apply homogenizing annealing, which consists in heating of the sample below the non-equilibrium solidus temperature and in long-term aging at this temperature. After such treatment the homogeneous solid solution of the C_o composition will be in the whole bulk of the sample.

Eutectic binary system

In Fig. 4a phase diagram of the two-component A – B system with the eutectic equilibrium is shown. At the

equilibrium crystallization of the C_o alloy, when solidification is going on with the temperature gradient, a transition two-phase region will form, which will be completely identical with the one obtained during the crystallization of the continuous liquid and solid solution alloys (Fig. 1a, Fig. 4a). However, during the completely non-equilibrium crystallization of the C_o alloy the configuration of the transition region and the element distribution in the microstructure will be different. The ultimate composition of the non-equilibrium liquid phase in the eutectic system of this type will always be the composition, corresponding to the non-variant eutectic equilibrium. For the given case it is the composition equal to C_{EU} . At the completely non-equilibrium crystallization ($D_S \rightarrow 0$, $D_L \rightarrow \infty$) of any initial alloy composition of the system under consideration the liquid phase composition will always reach the C_{EU} composition, and this liquid will crystallize at the temperature t_{EU} with the simultaneous formation of two solid phases α_{ULT} and β_{ULT} . At the crystallization of under- and over-eutectic compositions the liquid will change its composition along the liquidus line with the formation of heterogeneous solid phase layers in full conformity with the non-equilibrium crystallization of solid solution alloys. Configuration of the transition two-phase region and the phase compositions for the case of the completely non-equilibrium crystallization of the C_o alloy are shown in Fig. 4b. In the sample cooled to the room temperature a cell or dendrite structure of α - solid solution will be revealed and in the inter-dendrite space – the eutectic, consisting of the crystals of the α - ultimate composition (α_{ULT}) and the crystals of the β - ultimate composition (β_{ULT}). If we apply later on the homogenization of the sample, the heterogeneity obtained during the crystallization will be eliminated, and the microstructure will correspond to the homogeneous α - solid solution of the C_o composition.

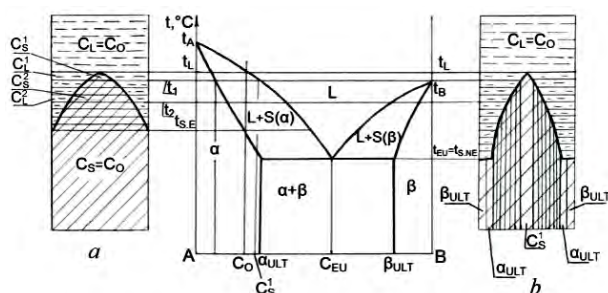


Fig. 4 Phase diagram of the A – B system with the eutectic equilibrium and configuration of the transition two-phase regions in sample castings with the temperature gradient of the C_o alloy at the equilibrium (a) and non-equilibrium (b) crystallization.

Obr. 4 Fázový diagram systému A – B s eutektickou reakcí a konfigurace přechodu dvoufázové oblasti při tuhnutí vzorku slitiny C_o s teplotním gradientem při rovnovážné (a) a nerovnovážné (b) krystalizaci.

The average distance between the eutectic constituents is definitely correlated with the alloy cooling rate. The

higher the cooling rate, the shorter is the distance between the phases. At the same time a fine dispersed structure is more preferable for a cast product, since almost in all cases it secures higher working characteristics. Therefore the increase of the cooling rate of alloys with the eutectic transformation favors the achievement of better mechanical properties in the cast ingot.

Peritectic binary system

Fig. 5a represents the phase diagram of the A – B system with the peritectic equilibrium. At the equilibrium crystallization of the C_o alloy, when the sample solidifies with the temperature gradient, a transition two-phase region will form similar to the continuous liquid and solid solution alloys (Fig. 1a). Crystallization of the C_o alloy at the completely non-equilibrium process ($D_S \rightarrow 0$, $D_L \rightarrow \infty$) will go on with the formation of heterogeneous liquid solution layers, the composition of which will at first change from C_o to C_P , and solid solution layers with compositions from α_1 to α_{ULT} . Further on the liquid composition will change from C_E to the pure element B. At the same time heterogeneous layers of solid β - crystals with compositions from β_{ULT} to the pure element B will form. At the temperature $t_{S,NE} = t_B$ the crystallization process will be completed. This whole process will result in the formation of the transition region shown in Fig. 5b.

Monotectic binary system

Fig. 6 represents a phase diagram of the binary A – B system with the monotectic equilibrium. The monotectic equilibrium is observed at the t_m temperature in alloys, the compositions of which are in the $\alpha_{ULT} - C_n$ range. At the t_m temperature the solid phase with the composition of the p point (α_{ULT}) and two liquid phases with the compositions of the m (C_m) and n (C_n) points are in

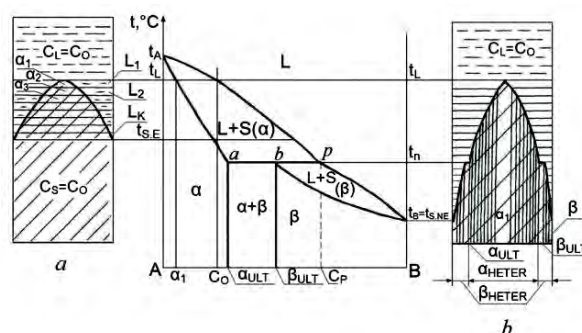


Fig. 5 Phase diagram of the A – B system with the peritectic equilibrium and configuration of transition regions in the sample castings with the temperature gradient of the C_o alloy at the equilibrium (a) and non-equilibrium (b) crystallization.

Obr. 5 Fázový diagram systému A – B s peritektickou reakcí a konfigurace přechodu dvoufázové oblasti při tuhnutí vzorku slitiny C_o s teplotním gradientem při rovnovážné (a) a nerovnovážné (b) krystalizaci.

equilibrium. A region of layering (decomposition) of the homogeneous liquid phase (L) into two liquid L_1 and L_2 phases, which have different chemical composition, is always present in the diagram. There is an eutectic point EU of the C_{EU} composition at the temperature t_{EU} in the diagram as well. Therefore at the completely non-equilibrium crystallization for any chosen alloy composition the non-equilibrium solidus temperature ($t_{S,NE}$) will be equal to t_{EU} and the liquid will have the C_{EU} composition. If we choose the C_o composition from the solid solution region in the represented diagram (Fig. 6), then at the equilibrium crystallization the configuration of the transition region and the element distribution in the layers of solid and liquid phases will be similar to the ones considered earlier in other diagrams for the alloys from the region of continuous solid and liquid solutions (Fig. 6a).

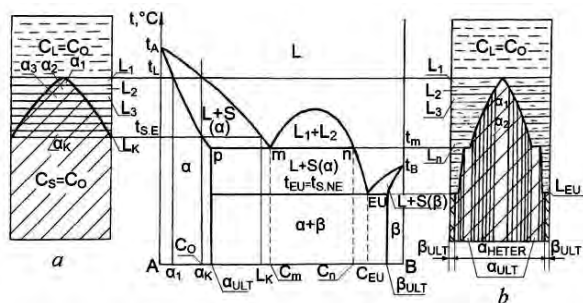


Fig. 6 Phase diagram of the A – B system with the monotectic equilibrium and configuration of transition regions in the sample castings with the temperature gradient of the C_o alloy at the equilibrium (a) and non-equilibrium (b) crystallization.

Obr. 6 Fázový diagram systému A – B s monotektickou reakcí a konfigurace přechodu oblasti při tuhnutí vzorku slitiny C_o s teplotním gradientem při rovnovážné (a) a nerovnovážné (b) krystalizaci.

At the completely non-equilibrium crystallization of the C_o alloy from the t_L temperature to the t_m temperature non-equilibrium vertical layers of α - solid solutions with compositions from α_1 to α_{ULT} will form, and these layers and compositions will be retained at the room temperature (Fig. 6b). On reaching the t_m temperature, the non-equilibrium liquid phase composition will be equal to C_m , and further temperature decrease leads to the diffusion decomposition of the liquid phase with the C_m composition into the solid one of the α_{ULT} composition and the new liquid one of the C_n composition. So we may write $L_m \rightarrow \alpha_{ULT} + L_n$. When temperature decreases further, the liquid phase composition will change along the liquidus line from the n point to the eutectic point EU, i.e. from the C_n composition to the C_{EU} composition. At this time crystals of α - solid solution with the α_{ULT} composition will form. At the temperature $t_{EU} = t_{S,NE}$ the rest of the liquid phase of the C_{EU} composition crystallizes according to the eutectic reaction with the formation of the α_{ULT} and β_{ULT} crystals. General configuration of the transition region at the completely non-equilibrium crystallization is represented in Fig. 6b.

Ideal ternary system

Fig. 7a represents spatial phase diagram of the ternary A – B – C system (Fig. 7a) and configuration of transition two-phase regions in the directionally solidifying sample of the alloy with the C_o composition (70 % B + 15 % A + 15 % C) at the completely equilibrium (Fig. 7b) and completely non-equilibrium (Fig. 7c) crystallization. Fig. 7d shows the way of changing the liquid and solid phase compositions at the completely non-equilibrium crystallization. The chosen initial C_o alloy composition is in the region of the high melting point element B. The non-equilibrium solidus temperature of any alloy composition from this system will be the melting temperature of the low melting point element C, Therefore the non-equilibrium crystallization range of the C_o alloy will be $\delta t_{NE} = t_L - t_{S,NE}(t_S)$.

This figure represents the crystallization process also going on in final steps at the temperature decrease. The equilibrium and non-equilibrium crystallization processes will be similar to the ones described in the binary A – B system. The main difference is that the liquid and solid phase compositions contain all three elements. However, availability of the phase diagram allows us to determine these compositions for any alloy in the crystallization range.

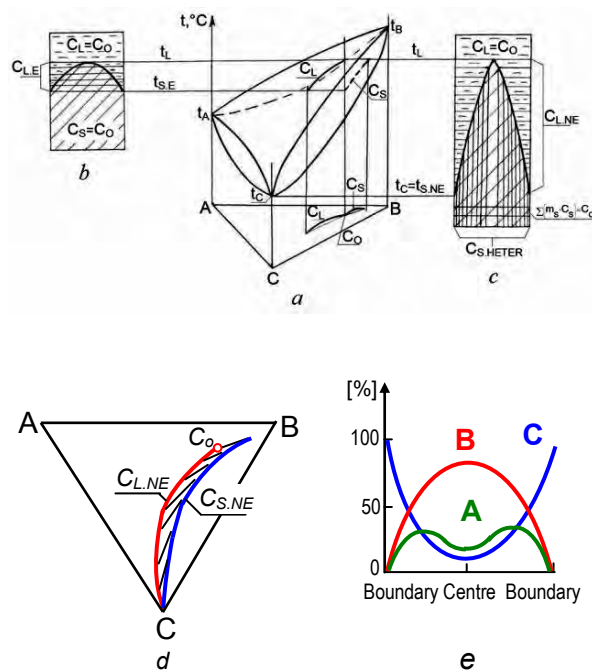


Fig. 7 Phase diagram of the A – B – C system (a) and configuration of the transition two-phase regions in the sample castings with the temperature gradient of the C_o alloy at the equilibrium (b) and non-equilibrium (c) crystallization; way of changing the compositions of the non-equilibrium liquid ($C_{L,NE}$) and solid ($C_{S,NE}$) phases (d) and the distribution of the alloy elements in the dendrite cell (e).

Obr. 7 Fázový diagram systému A – B – C (a) a konfigurace přechodu dvoufázové oblasti ve slitině C_o odlévané při daném teplotním gradientu za podmínek rovnovážné (b) a nerovnovážné (c) krystalizace; trajektorie změn složení nerovnovážných fází likvidu ($C_{L,NE}$) a solidu ($C_{S,NE}$) (d) a rozdělení prvků v dendritické buňce (e).

Study of the dendrite segregation of the C_o alloy elements at the completely non-equilibrium process shows (Fig. 7e) that the content of the high melting point element B is maximal in the centre of the dendrite stem and minimal at the boundary, the content of the low melting point element C is minimal in the centre and maximal at the boundary, the content of the medium melting point element A gradually increases from the centre to the periphery, reaches the maximum and then begins decreasing to the minimum. Therefore at the crystallization of this C_o alloy one can assert that the element B does not segregate and the element C segregates. However, we cannot say whether the element A segregates or not. The regularities of the equilibrium distribution coefficient changing in multi-component solid solution alloys are described in [3 – 5].

Eutectic ternary system

Fig. 8a represents spatial phase diagram of the ternary A–B–C system with monovariant eutectic equilibrium (Fig. 8a) and configuration of transition two-phase regions in the directionally solidifying casting of the alloy with the C_o composition (40 % A + 40 % B + 20 % C) at the equilibrium (Fig. 8b) and completely non-equilibrium (Fig. 8c) crystallization. Fig. 8a, d shows the way of changing the non-equilibrium liquid ($C_{L,NE}$) and solid (α_{NE} , β_{NE}) phase compositions at the completely non-equilibrium crystallization. The chosen initial C_o alloy composition is in the region, in which the alloys crystallize at first as α - solid solution crystals. The liquid phase composition reaches the double eutectic line $e_1 e_2$ and the simultaneous crystallization of two solid solutions α and β begins. If there is a temperature gradient a transition two-phase region proportional to the crystallization range will form in the sample. The equilibrium crystallization range for the C_o alloy is equal to $\delta t_E = t_L - t_{S,E}$ and the non-equilibrium is equal to $\delta t_{NE} = t_L - t_{e2}$.

At the equilibrium process the equilibrium layers of the liquid and α - solid phases, the compositions of which contain all three elements, will form initially in the two-phase region. At this time the composition of α - crystals changes along the solidus surface from α_1 to α_2 and the liquid phase composition along the liquidus surface from l_1 to l_2 . When the liquid phase reaches the line $e_1 e_2$, joint crystallization of the two α - and β - solid solutions will begin. This process is going on in the temperature range that depends on the specific chemical composition of the alloy and on the type of phase diagram. Accordingly the increment of α - and β - crystals and their composition change are realized in the mentioned temperature range as well (Fig. 8b). The composition of α - crystals changes from α_2 to α_3 , of β - crystals from β_1 to β_2 and the composition of the liquid phase from l_2 to l_3 . At the equilibrium solidus temperature the crystallization process will be completed and two homogeneous α - and β - solid solutions will be presented in the microstructure. Since

the initial composition is closer to α solid solution region, its fraction will be greater.

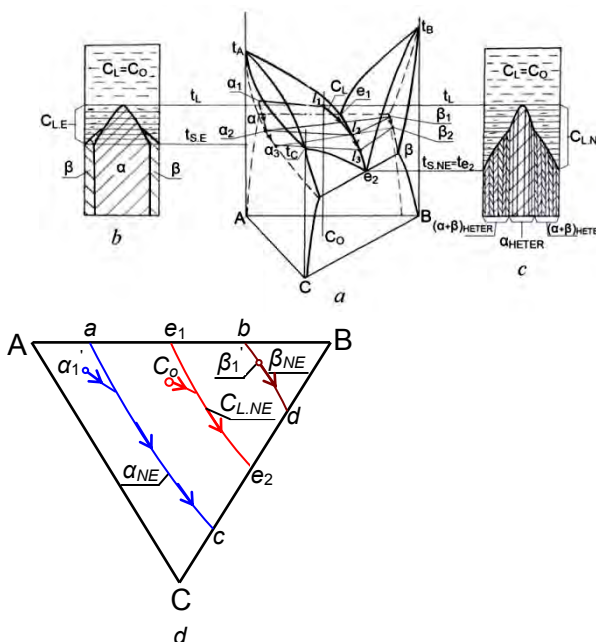


Fig. 8 Phase diagram of the A – B – C system with the monovariant eutectic equilibrium (a); configuration of the transition two-phase regions in the sample castings with the temperature gradient of the C_o alloy at the equilibrium (b) and non-equilibrium (c) crystallization; way of changing the non-equilibrium liquid ($C_{L,NE}$) and solid (α_{NE} , β_{NE}) phase compositions (d).

Obr. 8 Fázový diagram systému A – B – C s monovariantní eutektickou reakcí (a); konfigurace přechodu dvoufázové oblasti ve slitině C_o odlévané při teplotním gradientu za podmínek rovnovážné (b) a nerovnovážné (c) krystalizace; trajektorie změny složení nerovnovážných fází likvidu ($C_{L,NE}$) a solidu (α_{NE} , β_{NE}) (d).

At the completely non-equilibrium crystallization (at $D_S = 0$, $D_L \rightarrow \infty$) the composition of α - crystals will change from α_1 to the composition of the c point (Fig. 8d), the liquid phase composition from C_o to the composition of the e_2 point, the composition of the β - crystals from β_1 to the composition of the d point. Thus, layers of initially non-equilibrium α - crystals will form in the two-phase region, and when the composition of the non-equilibrium liquid phase ($C_{L,NE}$) reaches the double eutectic line $e_1 e_2$ layers of the non-equilibrium α - and β - crystals will start forming simultaneously (Fig. 8c). The composition of the non-equilibrium liquid phase in the ultimate case will reach the composition of the e_2 point, from which the last utmost small fractions of the α - and β - crystals with the composition of the c and d points correspondingly form. The configuration of the transition two-phase region for the C_o alloy at the completely non-equilibrium crystallization is represented in Fig. 8c.

Peritectic ternary system

Fig. 9a represents a phase diagram of the ternary A – B – C system with the peritectic equilibrium and the

configuration of the transition two-phase regions in the directionally solidifying samples of the C_o alloy (40 % B + 38 % A + 22 % C) at the equilibrium (Fig. 9b) and the completely non-equilibrium (Fig. 9c) crystallization and the way of changing the non-equilibrium compositions of the liquid ($C_{L,NE}$) and solid (α_{NE} , β_{NE}) phases (Fig. 9d).

The chosen initial C_o alloy composition is in the region located closer to the high melting point element B and gets into the ac line (Fig. 9d). At first the alloy crystallizes as β - solid solution. The liquid phase composition changes along the liquid surface from the $l_1(C_o)$ composition to the l_2 composition and the crystals of β - solid solution from the β_1 composition to the β_2 composition. On reaching the peritectic temperature α - solid solution of the α_1 composition forms (Fig. 9a) and a three-phase equilibrium ensues. The peritectic transformation realizes in a temperature range, which leads to the gradual decrease of the fraction of β - crystals and the liquid phase and the increase of the fraction of α - crystals. At the same time compositions of all coexisting phases and their masses change. The liquid phase changes its composition from l_2 to l_3 , the solid phases from α_1 to α_2 and from β_1 to β_2 . The configuration of the transition two-phase region for this

process is shown in Fig. 9b. Since the process is represented as going on in discrete steps, in the transition region the layers of the equilibrium liquid phase for each temperature are in equilibrium with the layers of the equilibrium solid phases, at first with β - solid solution and at the peritectic transformation with β - and α - solid solutions. Since the initial alloy composition is in the ac line, the β - crystals disappear completely, and when the crystallization terminates there will be only α - phase with the C_o composition in the microstructure.

At the completely non-equilibrium crystallization (at $D_S = 0$, $D_L \rightarrow \infty$) the liquid phase composition will change along the liquidus surfaces and reach the composition of the practically pure low melting point element C. At first the non-equilibrium β - solid solution will crystallize from the non-equilibrium liquid phase; when the liquid phase composition reaches the $p_1 p_2$ line, crystallization of the non-equilibrium α - solid solution will begin. The way of changing the compositions of the non-equilibrium liquid and solid phases is represented in Fig. 9d. Vertical layers of the non-equilibrium β - and α - phases, the compositions of which will be retained at the room temperature (since $D_S = 0$), will form in the transition two-phase region and α - and β - crystals with heterogeneous chemical compositions will be obtained in the microstructure (Fig. 9c).

Conclusions

In the present work the configuration of the transition two-phase regions in directionally solidifying samples of the Cu – Ni, Cu – Mn, Cu – Sn, Cu – Al, Fe – Co – Ni – Al – Cu – Ti, Fe – Co – Cr – Mo system alloys was determined experimentally. On the basis of the theoretical and experimental investigations the following was determined:

1. In real conditions of casting solidification the alloy crystallization process is always closer to the completely non-equilibrium mechanism.
2. The size and configuration of the transition two-phase region are determined by the value of the non-equilibrium crystallization range, the temperature gradient and the degree of the deviation from the equilibrium crystallization route.
3. The casting properties of the alloy depend on the alloy crystallization character, the distance between the liquidus and the non-equilibrium solidus along the vertical (the non-equilibrium crystallization range) and the difference between the first and the last solid phase composition at the non-equilibrium crystallization – the distance along the horizontal.

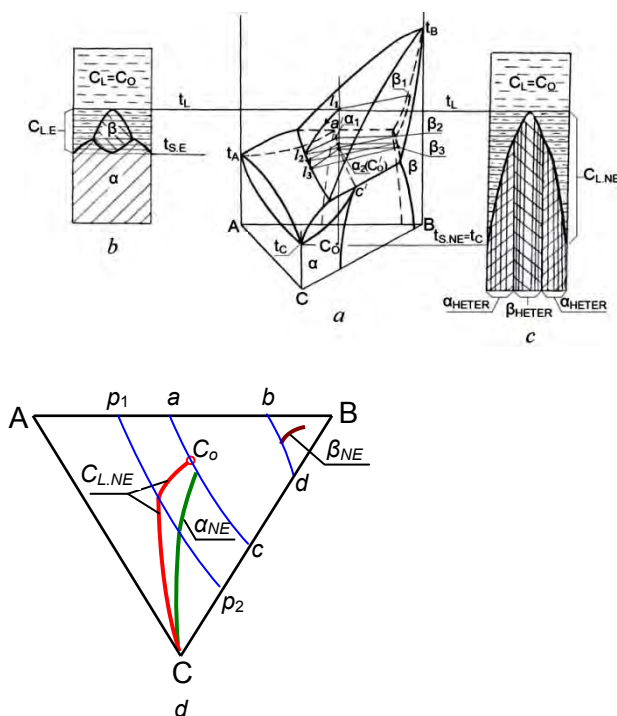


Fig. 9 Phase diagram of the A – B – C system with the peritectic equilibrium (a); configuration of the transition two-phase regions in the sample castings with the temperature gradient of the C_o alloy at the equilibrium (b) and non-equilibrium (c) crystallization; way of changing the non-equilibrium liquid ($C_{L,NE}$) and solid (α_{NE} , β_{NE}) phase compositions (d).

Obr. 9 Fázový diagram systému A – B – C s peritektickou reakcí (a); konfigurace přechodu dvoufázové oblasti ve slitině C_o odlévané při teplotním gradientu za podmínek rovnovážné (b) a nerovnovážné (c) krystalizace; trajektorie změny složení nerovnovážných fází likvidu ($C_{L,NE}$) a solidu (α_{NE} , β_{NE}) (d).

Literature

- [1] Пикунов, М.В., Беляев, И.В., Сидоров, Е.В. Кристаллизация сплавов и направленное затвердевание отливок. Монография, Владимир, Гос. Ун-т. Владимир, 2002, 213 с. ISBN 5-89368-272-6.
- [2] Сидоров, Е.В. Отливки магнитов с монокристаллической и столбчатой структурами. Теория и практика изготовления. Монография, Владимир, Транзит, 2007, 164 с. ISBN 978-5-8311-0308-3.
- [3] Сидоров, Е.В. Особенности неравновесной кристаллизации трехкомпонентных сплавов твердых растворов и возникающей в них дендритной ликвации / Е.В. Сидоров, М.В. Пикунов. – Известия Академии Наук. Металлы. Москва, 1994. № 6, с. 27-31.
- [4] Сидоров, Е.В., Пикунов, М.В., Драпала, Я. О коэффициентах распределения компонентов и некоторых закономерностях кристаллизации сплавов непрерывных твердых растворов в многокомпонентных системах. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 2007. № 5, с. 3–8.
- [5] Drápala, J., Morávková, Z., Sidorov, E.V. Computer simulation of crystallization in ternary systems. Sborník vědeckých prací Vysoké školy báňské-Technické univerzity Ostrava. Číslo 1, rok 2005, ročník XLVIII, řada hutnická, článek č. 1214, s. 45-51.

ABB otevře v CTParku Brno nové výrobní, výzkumné a vývojové centrum

technickytydenik.cz, Crest Communications

12.2.2013

Světový lídr v oblasti energetiky a automatizace podepsal se společností CTP smlouvu o pronájmu nového výrobního, výzkumného a vývojového centra, které vyroste na ploše 12 500 m² v CTParku Brno. V nových prostorách najde práci na 150 zaměstnanců. Výroba bude zahájena v roce 2014. Investice CTP dosáhla 10 mil. Eur. Nové prostory v CTParku Brno budou sloužit k výrobě vysoce výkonných spínačů pro energetický průmysl. Prostory, které pro ABB společnost CTP připraví, umožní například instalaci jeřábů, speciálních zemnění, rozpříčkování nebo přípravu lakovny.

„Tento nový projekt prohlubuje kvalitní a dlouhodobou spolupráci obou firem a zároveň potvrzuje, že společnost ABB pozitivně vnímá podnikatelské prostředí v České republice,“ říká Remon Vos, generální ředitel CTP. „Výběh Brna koresponduje s atraktivitou tohoto města, které se stává klíčovou destinací pro mezinárodní společnosti,“ dodává Remon Vos.

Nový projekt v CTParku Brno navazuje na další dva úspěšné projekty ABB v ČR. V loňském roce bylo v CTParku Ostrava otevřeno Centrální evropské středisko pro servis motorů a generátorů a repase robotů. V CTParku Modřice pak působí výrobní divize a technologické centrum této společnosti. ABB zaměstnává v celé ČR více než 3000 lidí. Mezi její zákazníky patří například firmy Škoda, ČEZ, Arcelor Mittal nebo Třinecké železářny.

V CTParku Brno momentálně probíhá výstavba vývojového a technologického centra o rozloze 40 000 m² pro firmu FEI a druhá fáze nového designového centra pro Honeywell. Celkem je ve výstavbě CTP po celé ČR více než 230 000 m² nových prostor. CTPark Brno je součástí sítě CTParků, které se nacházejí po celé ČR. Od roku 2005 investovala CTP do CTParku Brno více než 280 mil. Eur a přivedla sem 26 mezinárodních firem, které zaměstnávají více než 6 200 lidí. Na Moravě plánuje letos CTP investovat více než 150 mil. Eur.

SB

Properties of Magnesium Alloys for Use at Elevated Temperatures

Vlastnosti hořčíkových slitin pro použití za zvýšených teplot

Ing. Jan Šerák, Ph.D.¹, Ing. Milena Voděrová¹, prof. Dr. Ing. Dalibor Vojtěch¹, doc. Ing. Pavel Novák, Ph.D.¹

¹Institute of Chemical Technology Prague, Department of Metals and Corrosion Engineering, Technická 5, 166 28 Praha 6 - Dejvice, Czech Republic

Magnesium alloys are usually used for applications at ambient temperature. The significant decrease in yield strength and tensile strength is observed already at the temperatures higher than 150°C. This is the reason for the effort to prepare new magnesium based alloys with enhanced mechanical properties at elevated temperatures. These alloys can be usable for components of combustion engines and other mechanical parts working at elevated temperatures. The microstructure and mechanical properties of selected commercial magnesium alloys AZ31, EZ23, ZE41 and WE43 with relatively new MRI153 alloy for use at elevated temperatures were compared. Brinell and Vickers hardness, yield strength and tensile strength at the temperatures of 20, 150 and 200°C were studied. It was found, that MRI153 alloy appears to be very good alternative alloy for use at elevated temperatures.

Keywords: magnesium alloys; mechanical properties

Použití většiny běžných hořčíkových slitin je zpravidla omezeno pro aplikace za běžných teplot. Již při teplotách nad 150°C však dochází k výraznému snížení jejich mechanických vlastností, což znemožňuje použití těchto slitin pro výrobu součástí pracujících za zvýšených teplot, kde jsou již běžně používány lehké slitiny na bázi hliníku. V současnosti je proto snaha připravit nové, cenově dostupné typy hořčíkových slitin s vyhovujícími mechanickými vlastnostmi i za zvýšených teplot, které by bylo možné použít i pro aplikace za zvýšených teplot. V této práci jsou srovnány mikrostruktury, fázové složení a mechanické vlastnosti vybraných komerčních hořčíkových slitin AZ31, EZ23, ZE41 s relativně novou slitinou MRI153 vyvinutou pro práci za zvýšených teplot. Pro srovnání jsou uvedeny i vlastnosti čistého hořčíku. Slitina MRI153 se vyznačuje netradičním chemickým složením. Obsahuje vápník a stroncium, stabilizující mikrostrukturu slitiny za zvýšených teplot. Slitiny byly odlity technologií gravitačního lití. Mechanické vlastnosti studovaných slitin byly zjišťovány za laboratorní teploty (tvrdost podle Brinella a Vickerse) a za laboratorní teploty i zvýšených teplot 150 a 200°C (mez kluzu a mez pevnosti v tahu). Byl popsán negativní vliv fáze Mg₁₇Al₁₂ na mechanické vlastnosti hořčíkových slitin obsahujících jako jednu z přísad hliník. U komerčních hořčíkových slitin pro práci za zvýšených teplot byl ukázán vliv stabilizujících intermedieálních fází obsahujících prvky vzácných zemin. Mikrostruktura většiny studovaných slitin je tvořena zrnny tuhého roztoku hořčíku s rozpuštěnými přísadami a na hranicích zrn jsou vyloučena eutektika, obsahující intermedieální fáze. V případě slitiny MRI153 se ukázalo, že její mechanické vlastnosti jsou plně srovnatelné s mechanickými vlastnostmi komerčních hořčíkových slitin pro práci za zvýšených teplot. Nejvyšší tvrdosti za laboratorní teploty bylo dosaženo u slitiny WE43. Stejně tak mez kluzu i mez pevnosti v tahu dosáhla nejvyšších hodnot slitina WE43, a to při všech studovaných teplotách.

Klíčová slova: hořčíkové slitiny; mechanické vlastnosti

Magnesium alloys represent modern structural materials with very good ratio between the yield strength and density. It is advantageous if the necessity to simultaneously achieve both the high mechanical properties and the lowest weight of the part exists. The effort to reach the maximal use of the magnesium alloys in automotive industry, aerospace and cosmonautics still increases. The aim of this effort is both the decrease in the weight of the part, the decrease in the fuel consumption, both the increase in the shipping weight of the load [1-4]. Magnesium alloys have relatively high corrosion resistance in atmospheric conditions [5]. Practical application of magnesium alloys is limited to work at ambient temperatures. Significant decrease in yield strength and other tensile mechanical properties of magnesium alloys already occur at the temperature

higher than 150°C. Therefore, there is an effort for development of new types of magnesium alloys with acceptable mechanical properties at elevated temperatures. These alloys would be applicable for production of the selected parts working at elevated temperatures, e.g. components of combustion engines.

1. Characterization of magnesium alloys

1.1 Mechanical properties of magnesium alloys

Mechanical properties of metallic magnesium are very low due to its hexagonal structure and minimal possibilities of deformation strengthening. Therefore, only magnesium alloys are practically used for structural purposes at the industry.

The basic assumption for achievement of the increase in mechanical properties of magnesium alloys at elevated temperatures is the microstructure of alloy with optimal grain size, strengthening of the solid solution matrix grains by the addition of alloying elements, such as aluminum, zinc, lithium. Another important factor is the stabilization of regions between the grains by suitable stable intermediary phases. Ternary or multi-component magnesium alloys are used in practice [1-4]. Composite materials consisting of magnesium or magnesium alloy matrix reinforced with suitable inorganic fibers or particles can reach very high mechanical properties at elevated temperatures [8].

1.2 The influence of $Mg_{17}Al_{12}$ phase on properties of Mg alloys

Aluminum is the most commonly used alloying element in commercial magnesium alloys. Alloys containing aluminum or other additions have very good mechanical and casting properties and relatively good corrosion resistance at the atmospheric conditions. Magnesium and aluminum form the $Mg_{17}Al_{12}$ intermediary phase. This phase is in the microstructure of alloy present in the form of the $Mg + Mg_{17}Al_{12}$ eutectic, surrounding the dendrites of magnesium solid solution. Low difference of the electro-negativity between the aluminum and magnesium and existence of the $Mg_{17}Al_{12}$ phase in relatively wide area of chemical composition imply the low stability of the $Mg_{17}Al_{12}$ phase. This fact also documents a low melting point of this intermediary phase ($455^{\circ}C$) and low value of the hardness [7]. Low stability of this phase causes the decrease in yield strength and tensile strength of magnesium alloys alloyed with aluminum at the temperatures higher than $150^{\circ}C$. The temperature dependency of micro-hardness both of the solid solution matrix of AZ91 alloy and of $Mg_{17}Al_{12}$ intermediary phase [7] is shown in Fig.1. The

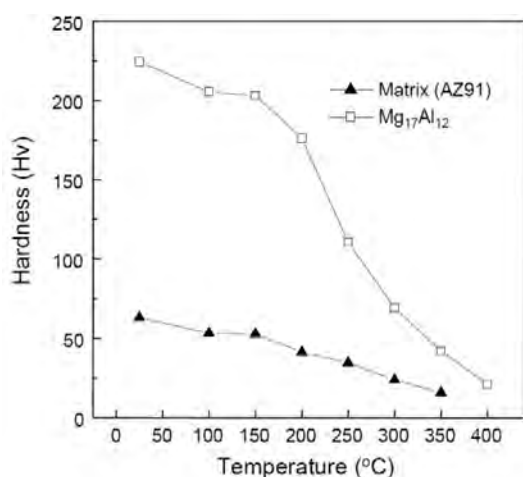


Fig. 1 Temperature dependence of micro-hardness of AZ91 matrix and $Mg_{17}Al_{12}$ phase [7]

Obr. 1 Závislost mikrotvrdosti matrice slitiny AZ91 a fáze $Mg_{17}Al_{12}$ na teplotě [7]

decrease in micro-hardness of $Mg_{17}Al_{12}$ phase with increasing temperature is much stronger compared to

matrix. $Mg_{17}Al_{12}$ intermediary phase do not allows stabilization of the inter-dendritic regions and this is the reason for decrease in mechanical properties of the alloy. It was shown that the higher the increasing volume portion of $Mg_{17}Al_{12}$ phase, the higher the decrease in mechanical properties of the alloy [7-8].

The increase in mechanical properties by precipitation hardening is not effective for the mentioned magnesium alloys in contrast to series of commercial aluminum alloys. The development of new affordable magnesium alloys with increased mechanical properties at elevated temperatures presumes the absence of $Mg_{17}Al_{12}$ intermediary phase in the microstructure of alloy.

1.3 Increase of the alloy stability at elevated temperatures

There are several elements allowing enhancement of the temperature stability of the alloy. Thorium has the highest efficiency at all. Rare earth metals (RE), zirconium, silicon, silver, calcium and strontium are elements used in technical practice for this purpose. Thorium is the element with the highest efficiency at stabilization of the alloy microstructure at elevated temperatures. Thorium and magnesium form $Mg_{23}Th_6$ intermediary phase with incongruent melting point. The practical use of thorium containing alloys is limited due to the radioactivity of thorium. Rare earth metals (especially yttrium, neodymium, cerium, lanthanum and praseodymium) are the most important alloying elements in magnesium alloys with good mechanical properties at elevated temperatures. These expensive elements form with magnesium stable $Mg_{12}RE$ intermediary phases [12]. Zirconium is the element used for grain refinement of aluminum and magnesium alloys. Moreover, zirconium significantly decreases the grain coarsening at elevated temperatures. It is very important element guaranteeing high mechanical properties of the alloy at elevated temperatures. Silicon, in a small amount, allows enhancement of the mechanical properties of magnesium alloys at elevated temperatures. Silicon and magnesium form extremely stable Mg_2Si intermediary phase. Addition of silver to magnesium alloys improves the mechanical properties and increases the creep resistance of the alloy at elevated temperatures. The reason for its positive influence is the formation of stable Mg_4Ag intermediary phase. Calcium and strontium have started to be used comparatively recently at the development of magnesium alloys stable at elevated temperatures. Both elements form with magnesium stable intermediary phases Mg_2Ca or Mg_2Sr . Both elements have grain refinement ability, as well as zirconium. Moreover, these elements also increase the creep resistance of the alloy. The use of calcium and strontium is very advantageous in magnesium alloys containing aluminum. Intermediary phases Al_2Ca and Al_2Sr are formed preferentially at the expense of undesirable intermediary phase $Mg_{17}Al_{12}$ [9-11]. The properties of commercial magnesium alloys with newly developed

magnesium alloy with additions of calcium and strontium for the use at elevated temperatures are compared in this paper.

2. Experimental procedure

The experiments were realized with WE43, EZ33, ZE41 (ASTM marking) commercial magnesium alloys for work at elevated temperatures, commercial alloy AZ31

used for work at the ambient temperature and newly developed alloy MRI153 (no ASTM marking) with special chemical composition. Experimental results were also compared with the properties of pure magnesium. All studied materials were delivered as cast ingots, AZ31 alloy was delivered both as cast ingot and hot worked bar. The properties of investigated materials in as-cast state were studied in this work. The properties of WE43 and AZ31 hot worked alloys are also included. The overview of studied alloys is in Tab.1.

Tab.1 Chemical composition of studied materials [wt.%]

Tab.1 Chemické složení studovaných materiálů [hm.%]

	Al	Zn	Mn	Zr	Y	Nd	Ce	Ca	Sr	Fe
WE43 E*	-	-	0.01	0.42	4.0	2.3	-	-	-	0.001
WE43	-	-	0.01	0.55	4.1	2.4	-	-	-	0.002
AZ31B E*	3.1	0.79	0.24	-	-	-	-	-	-	0.002
MRI153	8.0	0.015	-	-	-	-	-	0.93	0.34	0.26
EZ33	-	2.5	-	0.48	-	-	1.6	-	-	-
ZE41	-	4.3	0.02	0.63	-	-	0.73	-	-	-
Mg	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.001

(E* - hot worked alloys)

All delivered alloys were re-melted in induction furnace under argon inert atmosphere and consequently poured into a brass mold to achieve a comparable cooling rate during the solidification. The gravity casting technology was used.

Metallographic samples of studied materials were prepared by classical metallographic technique. The microstructure of the alloys was observed by light microscope, hardness was determined by Vickers and Brinell methods. Phase composition of the alloys was studied by X-ray diffractometry. The cylindrical samples for tensile test were prepared by turning of the castings. The tensile test was carried out at the temperatures of 20, 150 and 200°C.

3. Results and discussion

The microstructure observation, phase composition and mechanical properties of prepared alloys are shown in the next paragraphs.

3.1 Microstructure of alloys

The microstructure of magnesium consists of grains separated by grain boundaries. Twinned areas are present in some regions of the microstructure, see Fig. 2.

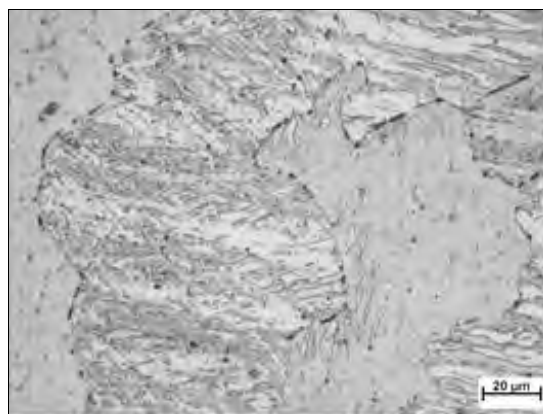


Fig. 2 Microstructure of Mg, as cast
Obr. 2 Mikrostruktura Mg, litý stav

The eutectic microstructure of the MRI153 alloy is shown in Fig. 3.

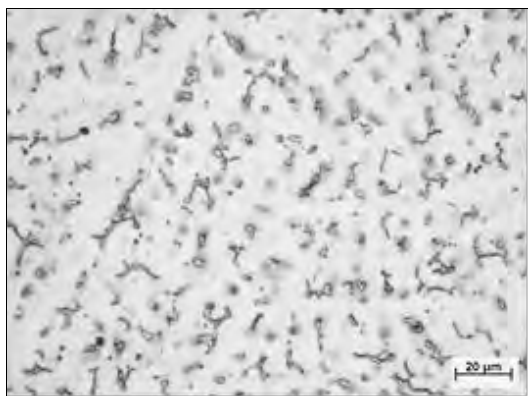


Fig. 3 Microstructure of the MR1153 alloy, as cast
Obr. 3 Mikrostruktura slitiny MR1153, litý stav

Microstructures of the WE43 alloy both in as-cast (a) and hot worked (b) states are shown in Fig. 4.

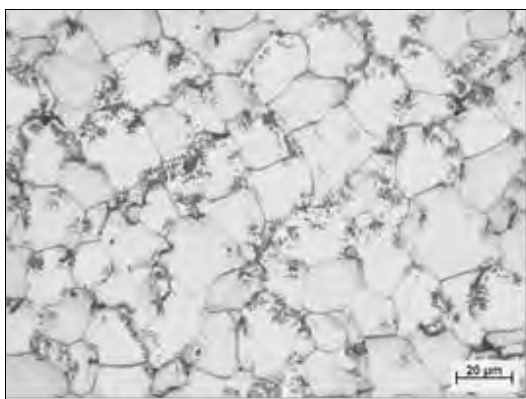


Fig. 4a Microstructure of the WE43 alloy, as cast
Obr. 4a Mikrostruktura slitiny WE43, stav po odlití

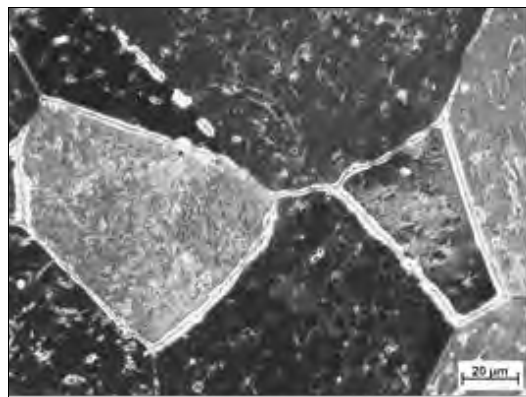


Fig. 4b Microstructure of WE43 alloy, after hot working
Obr. 4b Mikrostruktura slitiny WE43, stav po tváření za tepla

Microstructure of both alloys consists of the grains of solid solution with dissolved alloying elements. Areas between the grains contain intermediary phases. Microstructure of hot worked alloy had the same character in both longitudinal and transversal direction as the result of diffusion processes at elevated temperature during the hot working.

Microstructures of AZ31 alloy both in as-cast (a) and hot worked (b) states are shown in Fig. 5.

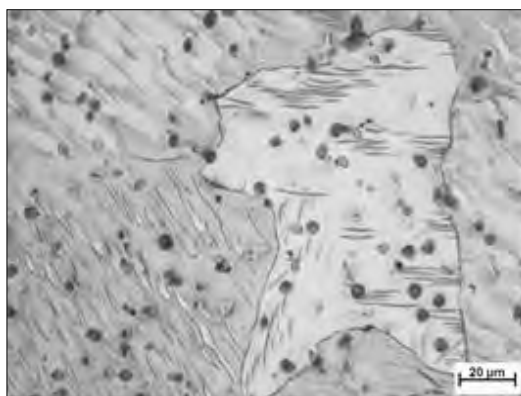


Fig. 5a Microstructure of the AZ31 alloy, as cast
Obr. 5a Mikrostruktura slitiny AZ31, stav po odlití

Microstructure of both alloys consists of the grains of solid solution with dissolved alloying elements and the areas between the grains contain intermediary phases. Twinned areas were observed in the microstructure of the cast alloy. Microstructure of hot worked alloy had the same character both in longitudinal and transversal direction as a result of diffusion processes at elevated temperature during the hot working, as well as in the WE43 alloy.

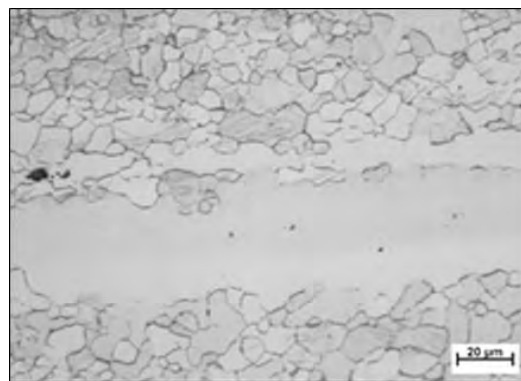


Fig. 5b Microstructure of the AZ31 alloy, after hot working
Obr. 5b Mikrostruktura slitiny AZ31, stav po tváření za tepla

Microstructure of EZ33 and ZE41 alloys is shown in Figs. 6-7.

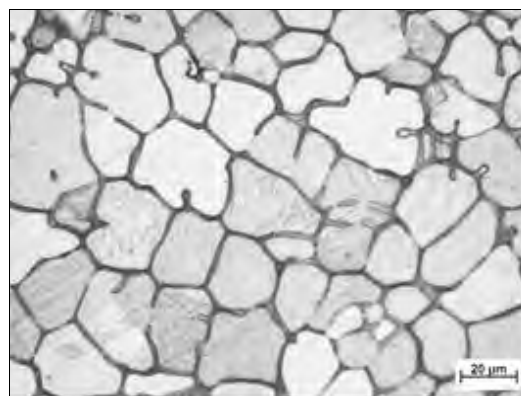


Fig. 6 Microstructure of the EZ33 alloy, as-cast
Obr. 6 Mikrostruktura slitiny EZ33, litý stav

Microstructure of both alloys consists of the grains of solid solution with dissolved alloying elements and the areas between the grains contain intermediary phases.

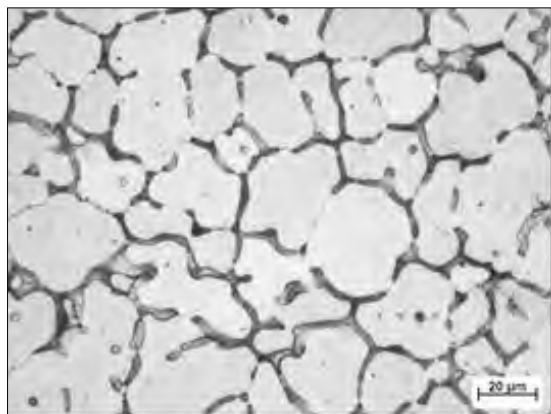


Fig. 7 Microstructure of the ZE41 alloy, as-cast
Obr. 7 Mikrostruktura slitiny ZE41, litý stav

Microstructures of the major part of studied alloys consist of the grains of magnesium solid solution with dissolved alloying elements, and the areas between the grains contain intermediary phases. The exception is the MRI153 alloy. Microstructure of this alloy is formed by eutectic, therefore good castings properties of MRI153 alloy are presumed.

3.2 Phase composition of alloys

X-ray diffractometry (XRD) was used for determination of phase composition of the alloy. The results are presented in Tab. 2. Phases, which are probably present in the microstructure, but were not detected by XRD due to their extremely low amount in the microstructure are also included in the table with literature reference. The formation of intermediary phases depends on the conditions during the crystallization of alloy, which are affected especially by cooling rate during the crystallization of alloy. Therefore the results of microstructure study of the same alloy can be different.

Tab. 2 Phase composition of studied materials [wt.%]

Tab. 2 Fázové složení studovaných materiálů [hm.%]

	Phases detected by XRD	Expected other phases
WE43	α -Mg solid solution, $Mg_{41}Nd_5$	MgY [13], $Mg_{24}Y_5$ [13]
AZ31B	α -Mg solid solution, $Mg_{17}Al_{12}$	
MRI153	α -Mg solid solution, $Mg_{17}Al_{12}$	Mg_2Al_2Ca [11], Al_2Sr [11]
EZ33	α -Mg solid solution	Mg_7Zn_3RE [14], $CeMg$ [14], $CeMg_{12}$ [14]
ZE41	α -Mg solid solution	Mg_7Zn_3RE [14], $CeMg$ [14], $CeMg_{12}$ [14]
Mg	Mg grains	

3.3 Mechanical properties of alloys

Brinell and Vickers hardness of the studied alloys were measured at the ambient temperature. Results are shown in Fig. 8. The values of the hardness measured by both methods are equivalent and nearly similar. The alloy MRI153 had the content of alloying elements of approximately 10 wt.%. Other alloys contained the amount of additions in the range from 4 to 7 %. Despite that fact, the hardness of MRI153 alloy is lower than that of the WE43 alloy. This fact shows the lower strengthening of the MRI153 alloy with alloying elements compared to the WE43 alloy. Zirconium and rare earth elements are in the alloy present in the form of stable intermediary phases causing higher hardness of the WE43 alloys. Additions of zirconium strengthen the magnesium solid solution and rare earth elements stabilize grain boundaries.

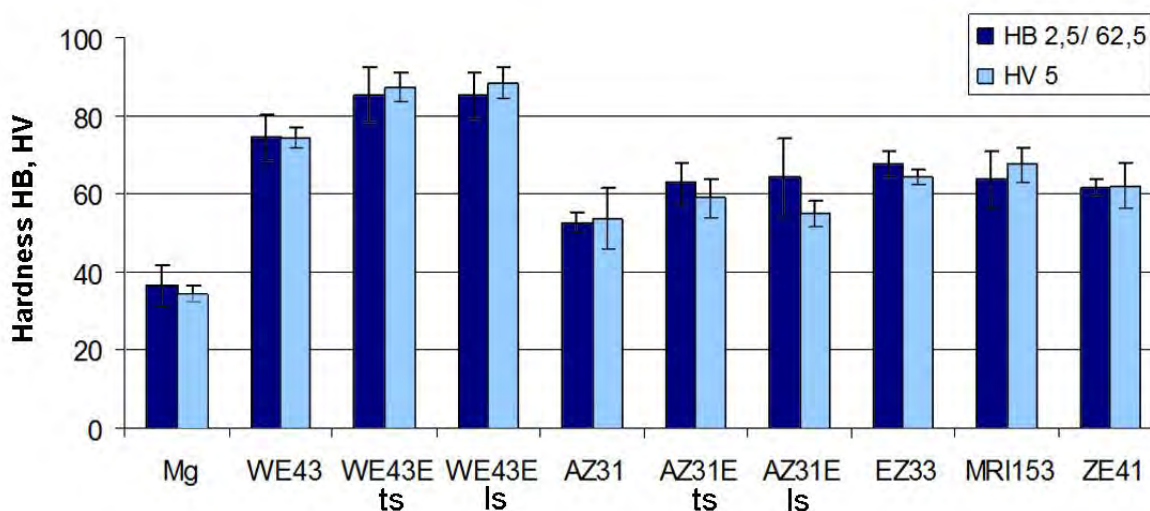


Fig. 8 Hardness of studied alloys (E – hot worked alloys, ts - transversal section, ls - longitudinal section)

Obr. 8 Tvrdost studovaných slitin (E – slitiny tvářené za tepla, ts – příčný řez, ls – podélný řez)

Tensile tests were realized both at the ambient temperature and at the elevated temperatures (150 and 200°C). Experimental results are shown in Figs. 9, 10.

Average values of 3 measurements of the yield strength and tensile strength of each alloy at the studied temperatures are presented.

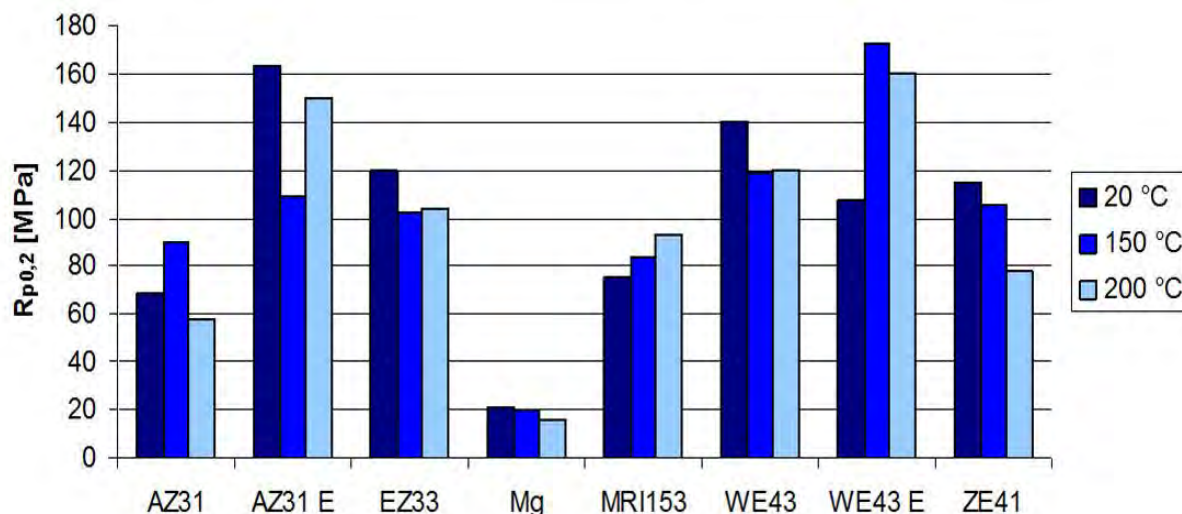


Fig. 9 Yield strength of alloys at studied temperatures (E – hot worked alloys)

Obr. 9 Mez kluzu slitin při 3 teplotách (E – slitiny tvářené za tepla)

The decrease in values of yield strength with increasing temperature was expected. Experimental results did not confirm this in all investigated alloys. It could be explained by the presence of casting defects in studied alloys. Castings from magnesium alloys were produced by die cast technology and the pressure during the crystallization of alloy did not allow an increased formation of casting defects. This presumption is also indicated by the differences between the values of yield strength of the alloys in as cast and hot worked states. The highest hardness was found in hot worked alloys, because the presence of the castings defects was at the minimal level.

The AZ31 alloy had the lowest value of yield strength, if the value of the yield strength of magnesium was not taken into the consideration. The cause of the low mechanical properties of this alloy is the presence of $Mg_{17}(Al,Zn)_{12}$ phase in the microstructure of the alloy. The same intermediary phase was also detected in the MRI153 alloy, but in this case, the simultaneous influence of the intermediary phases containing calcium and strontium stabilized the microstructure and mechanical properties of the MRI153 alloy at elevated temperatures. Yield strength of the MRI153 alloy is very similar to the values found in the magnesium alloys EZ33, WE43 and ZE41, which are commercial alloys for work at elevated temperatures.

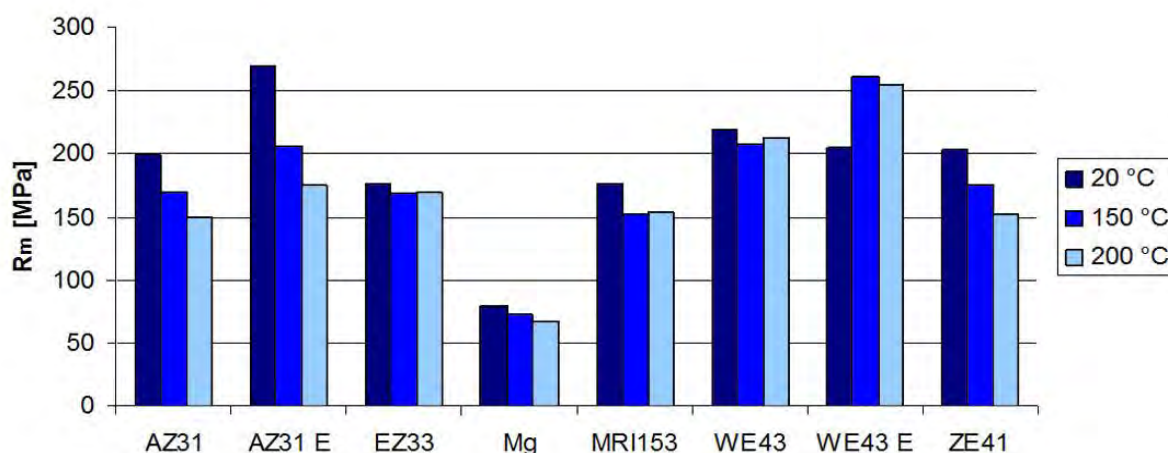


Fig. 10 Ultimate tensile strength of alloys at studied temperatures (E – hot worked alloys)

Obr. 10 Mez pevnosti v tahu slitin při 3 teplotách (E – slitiny tvářené za tepla)

The values of ultimate tensile strength of studied alloys are not so important for technical practice as the values of yield strength. The values of ultimate tensile strength

are more affected with casting defects than the values of yield strength. Ultimate tensile strength of EZ33, MRI153 and WE43 alloys practically did not change at

elevated temperatures. AZ31 and ZE41 alloys showed the decrease in ultimate tensile strength with increasing temperature.

Conclusions

The microstructure, phase composition and mechanical properties of the WE43, AZ31, EZ33, ZE41 and MRI153 magnesium alloys were compared with the properties of pure magnesium. Tensile tests were realized at the ambient temperature and at elevated temperatures (150 and 200°C). The microstructure of the most alloys consisted of the magnesium solid solution with dissolved alloying elements and intermediary phases located on the grain boundaries. Phase composition of these intermediary phases was found. Microstructure of the MRI153 alloy had eutectic character. The highest hardness and tensile properties were found in the WE43 alloy. The values of yield strength of studied alloys were in the range of 58 – 175 MPa and the ultimate tensile strength varied in the range of 150 – 270 MPa. Mechanical properties of the MRI153 were slightly lower than those of the WE43, ZE41 and ZE41, but its values practically did not change at all studied temperatures. Therefore, the MRI153 alloy seems to be very prospective magnesium alloy. An increasing practical use of this alloy at elevated temperatures is supported by its low price compared to commercial magnesium alloys. The highest values of ultimate tensile strength were found in the hot worked alloys. The tensile strength of cast alloys could have been decreased by the presence of casting defects in the microstructure.

Acknowledgement

The presented results were obtained within the frame of the research project GA CR No. P108/12/G043.

Literature

- [1] KAINER, K. *Magnesium- Alloys and Technologies*. 2003. ISBN 9783527305704.
- [2] International Magnesium Association. <http://www.intlmag.org/MgBibliographicDatabase.html> (referred 14.9. 2012).
- [3] HERMAN, A. Výhody použití Mg slitin v porovnání s ostatními konstrukčními materiály [Advantages of use of Mg alloys in comparison with other structural materials], [online]. 2005, No. 10 (presented on 14.9. 2012), p. 92. <http://www.mmspektrum.com/clanek/vyhody-pouziti-mg-slitin-vporovnani-s-ostatnimi-konstrukcnimi-materialy.html>.
- [4] ČECH, J.; et al. Použití hořčíkových slitin ve slévárenství [Use of Mg alloys in foundry], http://www.explat.cz/files/pouziti_mg_slitin_ve_slevarenstvi.pdf (presented on 14.9. 2012).
- [5] KAINER, K. *Corrosion of Magnesium and its Alloys*; Elsevier, 2010.
- [6] ZHU, S., et al. The relationship between microstructure and creep resistance in die-cast magnesium rare earth alloys. *Scripta Materialia*. 2010, vol. 63, p. 698-703.
- [7] YOO M.K., KIM J.J., SHIN K.S., KIM N.J.: Effect of the Second Phases on the High temperature Mechanical Properties of Squeeze Cast Mg-Al Alloys, *Magnesium Technology 2002*, TMS, 2002
- [8] MARTIN, J. *Concise encyclopaedia of the structure of materials*. 2006.
- [9] ZHU, S., et al. Creep and Rupture Properties of a Squeeze-Cast Mg-Al-Ca Alloy. *Metall. Mater. Trans. A*, 2006, vol. 37A, p. 1222–1229.
- [10] ZHU, S., et al. Creep properties of a Mg–Al–Ca alloy produced by different casting technologies. *Mater. Sci. Eng., A*, 2008, vol. 483, p. 583–586.
- [11] VON BUCH, F.; et al. New die- casting alloy MRI153 for power train applications. <http://iweb.tms.org/Mg/magtech2002/014.pdf> (referred 14.9. 2012)
- [12] YU, S., et al. Microstructure and mechanical properties of friction stir welding of AZ31B magnesium alloy added with cerium. *Journal of Rare Earths*, 2010, vol. 28, no. 2, s. 316., ISBN 0080451276, 9780080451275.
- [13] RZYCHON T., KIELBUS A. Microstructure of WE43 casting magnesium alloy *JAMME*, vol.21, 2006, p. 31-34
- [14] SEDIAKO D., SHOOK S. Application of Neutron Diffraction in Characterization of Texture Evolution during High-Temperature Creep in Magnesium Alloys, In: *Canadian Nuclear Society Meeting, 2010, Montreal*

Šéf Evrazu Vítkovice: Ocelárny skomírají, viníka znám

aktualne.cz, Zuzana Kubátová

11. 2.2013

Spousta lidí z branže tvrdí, že loňský rok byl pro ocelářství v Evropě nejhorší za posledních 20 let. "V celém světě šla spotřeba ocelářské produkce nahoru o 1,2 %, ale v Evropě spadla o 4,7 % dolů. Například u stavební oceli je propad za posledních pět let oproti minulým letům až 50%," řekl v rozhovoru pro deník Insider Dmitrij Ščuka, předseda představenstva Evraz Vítkovice Steel. Jako hlavního viníka, proč je evropské ocelářství málo konkurenceschopné, vidí Ščuka příliš vysoké ceny elektřiny. "Cena elektřiny je pro nás už neúnosná. Především kvůli podpoře obnovitelných zdrojů energie je už teď celkově o 200 % vyšší než v USA. Dlouhodobá konkurence za takových podmínek je naprosto nemožná. Navíc po roce 2020 dostane evropské ocelářství další ránu v podobě snížených emisních limitů," uvedl Ščuka.

Evraz Vítkovice Steel plánovaly velkou investici do vybudování obloukové elektrické vysoké pece, zhruba za 200 mil. Kč. Nyní už o ní tolik nemluví. "Zvažujeme, zda má za současných podmínek (ceny elektřiny - pozn. red.) vůbec smysl. Musíme to propočítat." Ščuka se obává, že do 10 až 15 let může být v Evropě zlikvidována ocelářská prvovýroba.

SB

Příprava kovových nanoprášků

Preparation of Metallic Nanopowders

Ing. Alena Michalcová, Ph.D.¹, prof. Dr. Ing. Dalibor Vojtěch¹, Ing. Eva Plížingrová², Ing. Ivo Marek¹

¹ Vysoká škola chemicko-technologická v Praze, Ústav kovových materiálů a korozního inženýrství, Technická 5, Praha 6, 166 28, Česká republika

² Ústav anorganické chemie AV ČR, Husinec-Řež 1001, 250 68 Řež, Česká republika

V článku jsou popsány základní postupy výroby kovových nanokrystalických prášků. Jsou srovnány klasické metody přípravy redukcí z roztoku (redukčním činidlem nebo elektrochemicky) s metodou selektivního rozpouštění. Při výrobě kovových nanočástic selektivním rozpouštěním je nejprve připravena slitina zájmového kovu s dalším kovem. Následně je využito odlišného chemického chování kovů tvořících slitinu – matriční kov je rozpuštěn a nerozpuštěný legující prvek je získán ve formě nanočástic. Proveditelnost tohoto postupu je konkrétně demonstrována na dvou příkladech – mědi a niklu. Jako výchozí slitiny pro rozpouštění byly použity slitiny těchto kovů s hliníkem (AlCu40 a AlNi20) zpracované rychlým tuhnutím metodou melt spinning. Následně byly slitiny selektivně rozpuštěny ve 20% roztoku NaOH. Produktem rozpouštění slitiny AlCu40 byl prášek tvořený monokrystalickými nanočásticemi mědi. Produktem rozpouštění slitiny AlNi20 byl prášek tvořený polykrystalickými částicemi Ni o velikosti 50-100nm.

Klíčová slova: nanoprášky, rychlé tuhnutí, transmisní elektronová mikroskopie

In this article, the possible ways of preparation of metallic nano-powder are described. The classical ways of preparation, such as chemical or electrochemical reduction from metal salt solutions, are compared with the novel method of selective dissolution. The first step in production of nano-particles by selective dissolution method is preparation of initial alloy from the desired metal with some other metal (usually taken in higher amount in order to form a matrix of the alloy). Consequently, the alloy is manufactured by convenient heat treatment or by rapid solidification in order to obtain an oversaturated solid solution of the desired metal in matrix from the other metal. Afterwards, the selective dissolution is carried out profiting from the differences in chemical behaviour of metals forming the alloy. The matrix is dissolved while the resistant alloying metal is forming nano-particles. The main advantage of this process is low temperature – the coarsening of nano-particles is reduced during the process. In this article, examples of two metals – copper and nickel – are given. Both metals were alloyed with aluminium into AlCu40 and AlNi20 alloys. Consequently, the alloys were processed by rapid solidification (melt spinning technique). The aluminium matrix from ribbons of rapidly solidified alloys was selectively dissolved in 20% solution of NaOH. Nano-powders obtained by this way were characterised by transmission electron microscopy and X-ray diffraction. The particles size was determined by image analysis and by Scherrer calculator from the broadening of diffraction peaks. Monocrystalline copper nano-particles with the size of 25 nm were successfully prepared. The nickel nano-particles had larger size of approx. 50-100nm. The nickel nano-particles were polycrystalline and they exhibited internal structure with the grain size of 2-10nm. The difference in morphology of the prepared nano-particles is probably caused by different chemical behaviour of copper and nickel. Detailed study of this phenomenon will be the topic of our future research.

Key words: nanopowders, rapid solidification, transmission electron microscopy

Nanomateriály a nanotechnologie jsou v posledních dvou desetiletích velmi populární. Obľiba nanomateriálů je již rozšířena i mezi veřejností, a tak je možné koupit například ponožky se stříbrnými nanočásticemi. Kovové nanoprášky mají široké využití v katalýze. Dále je možné je použít k výrobě kompaktních materiálů metodami práškové metalurgie. Tyto kompaktní materiály se vyznačují extrémně vysokou tvrdostí a dalšími specifickými vlastnostmi.

Jako počátek nanotechnologií je uváděn rok 1959, kdy Richard Feynman přednesl slavnou přednášku “There is plenty of room at the bottom”, ve které předvídal posun technologií k menším rozměrům [1]. Ovšem použití nanotechnologií, ačkoliv tak nebyly nazývány, je

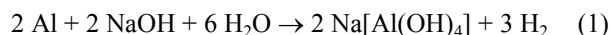
výrazně starší. Dokazuje to například Lyncurgův pohár (Lycurgus Cup), nádoba z antického Říma pocházející ze 4. století n. l. Zvláštnost tohoto poháru tkví především v jeho barvě – pokud je pozorován v odraženém světle, jeví se pohár zelený. Pokud je však pozorován v procházejícím světle, je pohár červený. Tento jev je způsoben přítomností nanočástic slitiny zlata a stříbra o velikosti 50-100 nm rozptýlených v sodném skle, ze kterého je pohár vyroben [2]. Tento příklad dokazuje, že možnost přípravy kovových koloidních roztoků (či nanočástic nacházejících se v heterogenní matici), je lidstvu známá již poměrně dlouho. Jinak je tomu ovšem u přípravy samostatných kovových nanočástic.

Kovové nanoprášky lze připravit hydrometalurgicky nebo využitím reverzních micel (shluků molekul tenzidů dispergovaných v kapalině) [3]. V první metodě, která je nejběžnější, je roztok soli kovu redukován vhodným činidlem. Použitá redukční činidla mohou být zcela tradiční – NaBH_4 [4] nebo i poněkud zajímavější, jako je kyselina askorbová (vitamin C) [5], cukry [6] nebo šťáva z aloe vera [7]. Dalším hydrometalurgickým postupem přípravy kovových nanočástic je selektivní rozpouštění slitiny. Tento postup, který byl nejprve využíván k výrobě kovových nanokrystalických katalyzátorů [8-12], nachází v současnosti stále širší uplatnění. Významnou výhodou procesu je nízká teplota, při které rozpouštění probíhá. Vzniklé kovové nanočástice dosahují velikosti 2 až 10 nm a při nízké teplotě procesu je minimalizováno riziko jejich zhrubnutí. Z hlediska provedení lze proces selektivního rozpouštění rozdělit podle dvou základních kritérií: 1) technika rozpouštění a 2) metoda zpracování rozpouštěné výchozí slitiny. V procesu selektivního rozpouštění je možné využít jak elektrochemické rozpouštění [13], tak také samovolné chemické rozpouštění [14]. Při elektrochemickém způsobu ovšem hrozí riziko nedokonalého rozpuštění. Z výchozí slitiny, která je zapojená jako anoda, může dojít k odlomení malých částí, které vlivem ztráty vodivého spojení zůstanou nerozpuštěné. Ideální stav výchozí slitiny je nasycený či přesycený tuhý roztok legujícího prvku v matici, která bude rozpuštěna. Této struktury je možné dosáhnout buď vhodným tepelným zpracováním [13] nebo metodami rychlého tuhnutí [14]. Některé nanoprášky připravené selektivním rozpouštěním mají dokonce schopnost uchovávat v sobě vodík [15], což je předurčuje k využití v moderních spalovacích motorech.

Experiment

V současné době je na VŠCHT Praha studována možnost přípravy různých kovových nanoprášků selektivním rozpouštěním. V tomto článku budou jako příklady uvedeny měď a nikl. Pro oba kovy byly jako výchozí materiál použity rychle ztuhlé slitiny daného kovu s hliníkem (jmenovitě to byly slitiny AlCu40 a AlNi20), složení uvedeno v hmot. %). Slitiny byly připraveny tavením odpovídajících množství čistých kovů v indukční peci v argonové atmosféře při teplotě 900°C s následným odlitím do bronzové kokily. Poté byly slitiny zpracovány procesem melt spinning. Základem zařízení umožňující melt spinning taveniny je rotující měděný válec o poloměru 14,5 cm (legovaný 1 % zirkonia pro zlepšení otěruvzdornosti). Nad válcem je v trysce z křemenného skla umístěn v indukční peci vzorek. Po roztavení vzorku dojde k vystříknutí taveniny na rotující měděný válec. Pro zpracování slitin AlCu40 a AlNi20 byla použita rychlost 1800 otáček za minutu, což odpovídá obvodové rychlosti měděného válce 28 m/s. Rychle ztuhlé slitiny vznikají tímto procesem ve formě tenké pásky s tloušťkou přibližně 100 μm . Před loužením byly pásky rozstříhány na proužky, aby bylo usnadněno vložení slitiny do loužicí aparatury. Během rozpouštění bylo využito amfoterního

několika cestami – redukcí z roztoku, elektrodepozicí chování hliníku a slitiny byly rouzpouštěny v 20% roztoku NaOH při teplotě 80 °C v trojnásobném stechiometrickém přebytku roztoku NaOH. Rozpouštění hliníkové matrice probíhá podle následující rovnice:



Nikl ani měď v zásaditém prostředí nereagují, a tak dojde k tvorbě nanočástic těchto prvků. Vzniklé nanočástice byly z loužicího roztoku odděleny pomocí sedimentace a dekantace a byly převedeny do isopropanolu.

Morfologie vzniklých nanočástic a jejich chemické složení byly studovány pomocí vysokorozlišovacího transmisního elektronového mikroskopu Jeol JEM 3010 vybaveného analyzátozem EDS analyzátozem. Fázové složení nanočástic bylo určeno pomocí difrakce rentgenova záření (XRD, X Pert Pro).

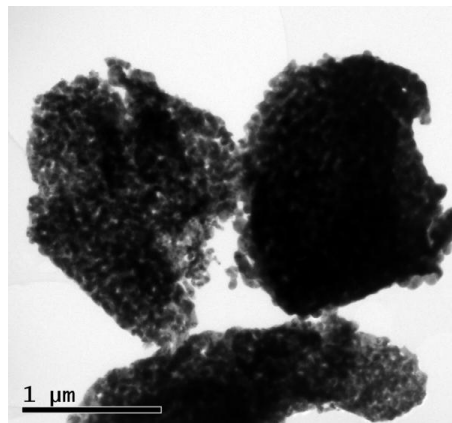
Velikost nanočástic byla vyhodnocena dvěma postupy. Prvním byla obrazová analýza pomocí programu Image J. Pro srovnání byla též vyhodnocena velikost koherentně difraktujících domén pomocí Scherrerova kalkulátoru, který je jedním z nástrojů programu High Scope Plus. Základem Scherrerova kalkulátoru [16] je porovnání rozšíření difrakčních linií standardu (v našem případě LaB_6) se studovaným vzorkem dosazením do Scherrerova vzorce

$$d = K \lambda / (B \cos \theta), \quad (2)$$

kde d je průměrná velikost částice, λ je vlnová délka (v našem případě 0,154 nm pro měděnou anodu) a θ je Braggův difrakční úhel. B je pološířka difrakční linie (plná šířka v polovině výšky píku) a je vypočítána jako rozdíl pozorované pološířky a pološířky standardu. Rozšíření difrakčních linií je možné pozorovat, pokud jsou zrna materiálu (v případě prášků jednotlivé částice) menší než 1 μm [17].

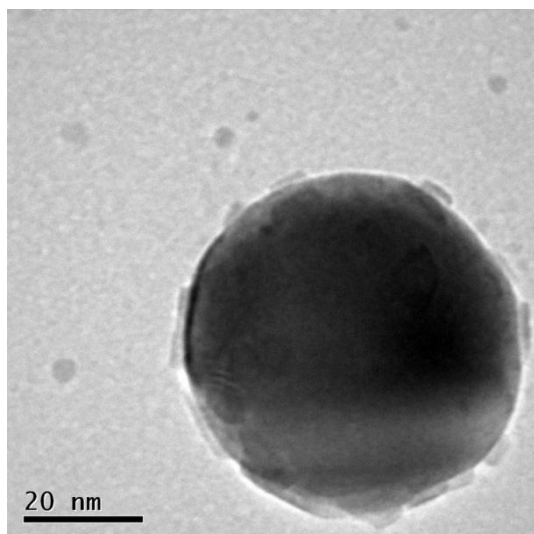
Výsledky a diskuze

Procesem selektivního rozpouštění byl úspěšně získán nanoprášek mědi. Jak ilustruje obr. 1, jsou nanočástice v prášku přítomné ve formě shluků o velikosti v řádu jednotek mikrometrů.



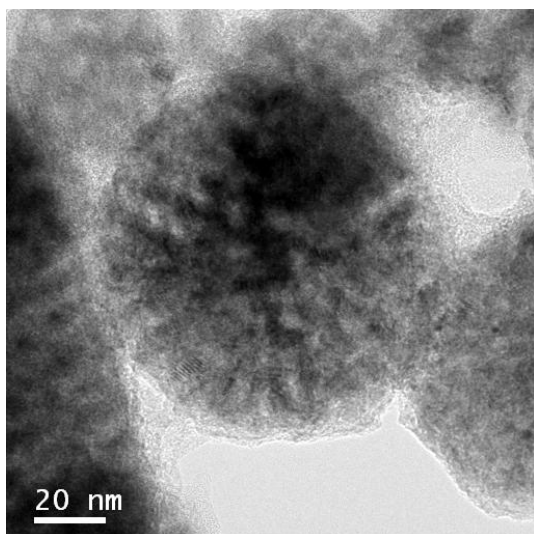
Obr. 1 Struktura nanoprášku Cu
Fig. 1 Structure of Cu nanopowder

Jednotlivé nanočástice jsou ovšem výrazně menší (viz obr. 2). Velikost nanočástic určená jak obrazovou analýzou tak pomocí Scherrerova kalkulatoru byla přibližně 25 nm.



Obr. 2 Detail struktury nanoprášku Cu
Fig. 2 Detailed structure of Cu nanopowder

Nanočástice niklu vzniklé selektivním rozpouštěním hliníkové matrice z rychle ztuhlé slitiny AlNi20 měly velikost 50-100 nm, jak dokumentuje obr. 3, a opět tvořily shluky.

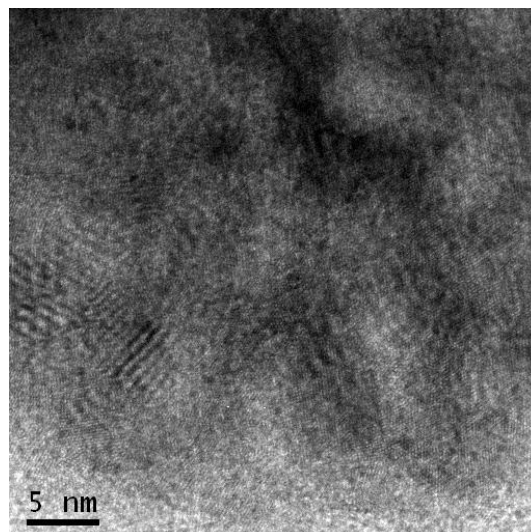


Obr. 3 Struktura nanoprášku Ni
Fig. 3 Structure of Ni nanopowder

Na rozdíl od monokrystalických nanočástic mědi měly niklové nanočástice vnitřní strukturu, jak je patrné z obr. 4.

Velikost zrn tvořících nanočástice byla obrazovou analýzou vyhodnocena na 2-10 nm a průměrná velikost určena pomocí Scherrerova kalkulatoru byla 5 nm.

Experimentální podmínky byly u přípravy nanoprášků z obou kovů totožné. Odlišnou morfologii vzniklých prášků je pravděpodobně možné přičítat odlišnému chemickému chování mědi a niklu a vysvětlení tohoto jevu je předmětem našeho dalšího výzkumu.



Obr. 4 Detail struktury nanoprášku Ni
Fig. 4 Detailed structure of Ni nanopowder

Závěr

Na základě uvedených výsledků lze konstatovat, že selektivní rozpouštění je metoda vhodná pro přípravu kovových nanoprášků. Bylo prokázáno, že je možné touto metodou připravit nanoprášek mědi, který obsahuje monokrystalické nanočástice s velikostí 25 nm. Taktéž je možné touto metodou připravit polykrystalické nanočástice niklu o velikosti 50-100 nm s velikostí krystalů 2-10 nm, což dokazuje jak pozorování v transmisním elektronovém mikroskopu, tak difrakce rentgenova záření.

Poděkování

Tento výzkum vznikl díky finanční podpoře projektu P108/12/G043.

Literatura

- [1] TOUMEY, Ch. Plenty of room, plenty of history. *Nature Nanotechnology*, 2009, roč. 4, s. 783 – 784, ISSN 1748-3387
- [2] FREESTONE, I. et al. The Lycurgus Cup – A Roman. *Nanotechnology. Gold Bulletin*, 2007, roč. 40, č. 4, s. 270-277, ISSN 2190-7579
- [3] SAU, T. et al. *Complex-Shaped Metal Nanoparticles*, 2012, Wiley-Verlag, 1 edition, Weinheim, Germany, ISBN 9783527652570
- [4] NIRANJAN, M. K., CHAKRABORTY, J. Synthesis of oxidation resistant copper nanoparticles in aqueous phase and efficient phase transfer of particles using alkanethiol. *Colloids and Surfaces A: Physicochem. Eng. Aspects*, 2012, roč. 407, s. 58– 63, ISSN: 0927-7757
- [5] QIN, Y. et al. Size control over spherical silver nanoparticles by ascorbic acid reduction. *Colloids and Surfaces A: Physicochem. Eng. Aspects*, 2010, roč. 372, roč. 172–176, ISSN: 0927-7757
- [6] ŽOUŽELKA, R., proceedings of Nanomateriály v památkové péči. Společnost pro technologie ochrany památek, 17. května 2012 Praha, s. 38-43
- [7] MITTAL, A.K., et al, Synthesis of metallic nanoparticles using plant extracts. *Biotechnology Advances*, 2013, <http://dx.doi.org/10.1016/j.biotechadv.2013.01.003>, ISSN 0734-9750

- [8] KIM, H.G., et al. Formation and chemical leaching of non-equilibrium Al_{0.6}(Co₇₅Cu₂₅)_{0.4} alloy powders by rod milling: A review. *Journal of Alloys and Compounds*, 2005, roč. 398, č. 1-2, s. 74-79, ISSN 0925-8388
- [9] KIM, H.G., et al. Formation and chemical leaching effects of nonequilibrium Al_{0.6}(Fe₂₅Cu₇₅) alloy powder produced by rod milling: A review. *Journal of Alloys and Compounds*, 2003, roč. 360, č. 1-2, s. 168-172, ISSN 0925-8388
- [10] HU, H., et al. Structural and catalytic properties of skeletal Ni catalyst prepared from the rapidly quenched Ni₅₀Al₅₀ alloy: A review. *Journal of Catalysis*, 2004, roč. 221, č. 2, s. 612-618, ISSN 0021-9517
- [11] GOLUBKOVA, G.V., et al. Formation of nanocrystalline structures in a Co-Al system by mechanical alloying and leaching: A review. *Journal of Alloys and Compounds*, 2003, roč. 351, č. 1-2, s. 101-105, ISSN 0925-8388
- [12] LU, H.B., et al. Synthesis of porous copper from nanocrystalline two-phase Cu-Zr film by dealloying: A review. *Scripta Materialia*, 2007, roč. 56, č. 2, s. 165-168, ISSN 1359-6462
- [13] MILKOVIČ, O., et al., Iron nanoparticles produced by precipitation phenomena in solid state. *Materials Letters*, 2010, roč. 64, s. 144-146, ISSN 0167-577X
- [14] VOJTĚCH, D. et al. Materiály na bázi nanokrystalických slitin sloužících k uchování vodíku. Nanocon 2009. 20.-22.10.2009 Rožnov pod Radhoštěm, CD.
- [15] VOJTĚCH D., et al. Study of nano-crystalline metals prepared by selective chemical leaching. *Manufacturing technology*, 2012, roč. 12, č. 13, s. 292-296, ISSN 1213-2489
- [16] High Score Plus 2.0, software manual
- [17] http://www.h-and-m-analytical.com/pdfs/size_strain.pdf (cit. 13.1.2013)

International Conference
WASTE
SECONDARY RAW MATERIALS 5

Vážení kolegovia,

dovoľujeme si Vás pozvať na 5. Medzinárodnú konferenciu **Odpady – Druhotné suroviny 5**, ktorá sa uskutoční v dňoch 4. – 7. júna 2013 v Liptovskom Jáne, Slovensko.

Rokovací jazyk: slovenčina, čeština, angličtina - simultánny preklad je zabezpečený.

Všetky ďalšie potrebné informácie a dôležité termíny nájdete na
www.tuke.sk/waste.

Tešíme sa na Vašu účasť na konferencii.

Organizačný výbor

Dear colleagues,

It is our great honour and pleasure to invite you to attend the 5th International Conference **Waste – Secondary Raw Materials 5**, which will take place since the 4th to 7th June 2013 in Liptovský Ján, Slovakia.

Conference language: Slovak, Czech, English - simultaneous translation is prepared.

All next information and milestones are available on
www.tuke.sk/waste.

We look forward to your participation at the conference.

Organizing committee

ekologie, recyklace, druhotné zpracování materiálu

Utilization of Slag from Pig Iron and Steel Making Possibilities

Možností využití strusek z výroby surového železa a oceli

doc. Ing. Jozef Vlček, Ph.D.¹, doc. Ing. Václava Tomková, CSc.¹, Ing. Hana Ovčáčková, Ph.D.¹, prof. Ing. Petr Martinec, CSc.¹, Ing. Anežka Volková¹, Ing. Michaela Topinková¹, Ing. Vlastimil Matějka, Ph.D.¹, Ing. Filip Ovčáčík, Ph.D.¹

¹ VŠB – Technical University of Ostrava, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, Department of Heat Technology, 17. listopadu 15/2127, 703 88 Ostrava-Poruba, Czech Republic

Production of pig iron and steel is inevitably associated with large-volume production of secondary slag. The slag from iron and steel metallurgy can be divided into the blast furnace and steel, which are further distinguished on the furnace and ladle slag. This side-product from metallurgical industry is the subject of much research and solutions with a range of knowledge in its use. Slag can not be considered as waste material. Due to its composition of the slag is a valuable resource. The options of slag processing are limited by its parameters. Most of the slag is produced, although currently used material, but a significant proportion is still landfilled. There are many possibilities for transformation of slag materials with higher utility value. Currently, there are several ways of using blast furnace slag and steel slag. Material use of granulated blast furnace slag is satisfactory. The blast furnace slag is an important raw material for cement or concrete production. Use of steel slag is difficult and its applications bring a lower value. The slags from steel furnaces are usually processed in less valuable stones. For a specific application slag is besides her origin critical chemical and phase composition, method of processing but also other factors such as its age. This article focuses on the different properties of individual types of slag from metallurgical industry with emphasis on the possibility of its further material use in building and the metallurgical industry. Next article will be paid attention to the causes of instability slag volume too.

Key words: blast furnace slag, steel slag, slag volume stability, slag utilization

Výroba surového železa a oceli je nevyhnutelně spjatá s vedlejší velkoobjemovou produkcí strusek. Strusky z metalurgie železa a oceli lze rozdělit na vysokopecní a ocelářské, které se dále rozlišují na pecní a pánvové. V České republice se ročně vyprodukuje téměř 2 mil. tun vysokopecních strusek a více než 1 mil. tun ocelářských strusek. Tento vedlejší produkt metalurgického průmyslu je předmětem mnoha výzkumů a řešení s řadou poznatků v oblasti jejího využití. Strusku nelze považovat za odpadní materiál. Vzhledem k jejímu složení je struska cennou surovinou. Možnosti zpracování strusek jsou limitované jejími parametry. Většina z vyprodukované strusky je sice v současné době materiálově využívána, ovšem výrazný podíl je pořád ukládán na skládky. Existuje řada možností transformace strusky na hmoty s vyšší užitnou hodnotou. Momentálně se využívá několik způsobů uplatnění vysokopecních a ocelářských strusek. Roztavená vysokopecní struska je rychlým chlazením transformována na granulovanou vysokopecní strusku, jejíž materiálové využití je uspokojivé. Granulovaná vysokopecní struska vykazuje amorfni charakter a díky svému příznivému chemickému složení je tzv. latentně hydraulická. S úspěchem je tato surovina používána při výrobě cementu nebo betonu, využití také nachází ve sklářském průmyslu. Pomalu chlazená vysokopecní struska je používána na výrobu kameniva, které je v mnoha případech dostatečnou náhradou kameniva přírodního. Využití ocelářských strusek je obtížnější a její aplikace přináší nižší užitnou hodnotu. Strusky z ocelářských pecí jsou nejčastěji zpracovávány na méně hodnotné kamenivo. Struska z pánvových pecí je momentálně ukládána na odval, resp. se používá pro rekultivační účely. V poslední době se producenti oceli věnují problematice recyklace strusek v agregátech jejího vzniku. Daný postup přináší úsporu přírodních surovin. Pro konkrétní aplikaci strusky je kromě jejího původu rozhodující její chemické a fázové složení, způsob zpracování, ale

také další vlivy jako například její stáří. Aplikace strusek, zvláště ocelářských v podobě kameniva, jsou často spojovány s jejich objemovou změnou. Za hlavní příčiny objemových změn lze považovat reakce spojené s hydratací strusek a následnou karbonizací a dále fázové změny přítomných kalciumsilikátových fází. Tento článek se zaměřuje na rozdílné vlastnosti jednotlivých typů strusek z hutního průmyslu s důrazem na možnost jejich dalšího materiálového využití ve stavebnictví a také v metalurgickém průmyslu. Dále je v článku věnována pozornost příčinám objemové nestability strusek.

Klíčová slova: vysokopecní struska, ocelářská struska, objemová stabilita strusek, využití strusek

The slag arises from iron and steel making as a necessary side-product. From metallurgy production point of view the slag is on the one side unwanted in the other side technologically necessary. The slag increases the costs of energy (slag must be heated to a temperature of molten metal), the costs of technological equipment (securing the working area of the melting

aggregate, increased corrosion lining of melting furnaces) and finally increases the costs of its processing respectively its removal. A positive benefit of the slag is active participation in the processes of metal production and slag as a protective layer reduces the radiation of heat into surrounding area and this way slow cooling of metal in melting aggregate. The slag

Tab. 1 Slag production in the Czech Republic (2006 year)

Tab. 1 Produkce strusek v České republice (za rok 2006)

Company				Production (kt)	Specific production (kg _{slags} /t _{iron}) (kg _{slag} /t _{steel})
ARCELORMITTAL OSTRAVA a.s.	Blast furnace	Pig iron		3 159	
		Slag		1 092	346
	Steelworks	Steel		3 006	
		Slag	Total	648	216
			Tandem furnace	580	193
			Ladle	68	23
TŘINECKÉ ŽELEZÁRNY, a.s.	Blast furnace	Pig iron		2 033	
		Slag		874	430
	Steelworks	Steel		2 514	
		Slag	Total	386	154
			Converter	336	134
			Ladle ¹	50	20
EVRAZ VÍTKOVICE STEEL, a.s.	Steelworks	Steel		796	
		Slag	Total	117	147
			Converter	88	111
			Ladle	29	36
VÍTKOVICE HEAVY MACHINERY a.s. ²	Steelworks	Steel		190	
		Slag	Total	32	168
			EOP	25	131
			Ladle ³	7	37
HESCO, s.r.o. (Železářny Hrádek)	Steelworks	Steel		131	
Total slag		11	84		
PILSEN STEEL s.r.o.		Steel		92	
		Total slag		19	206
Czech Republic (calculated from these data)	Blast furnace	Pig iron		5 192	
		Slag		1 966	379
	Steel ¹	Steel		6 729	
		Total slag		1 213	180

¹ Ladle slag including slag from electric steel plant (about 3 kt)

² Data in year 2007. In 2006 the built new steel plant furnace and production was greatly influenced.

³ Estimation of the producer. The exact amount of the furnace and ladle slag is carried out.

depending on the chemical and phase composition isn't waste but on the contrary can be as a standard product from metallurgical plant. The slag from iron and steel metallurgy can be divided into blast furnace slag arising from production of pig iron and the steel slag. The steel slags are divided according to melting aggregate in they arised. There are furnace and ladle slags. Furnace slags arise in the primary furnace aggregate for steel refining. In this category are mainly slags of oxygen converter and electric arc furnace. To the group of steel furnace slags in the Czech Republic include slags from tandem furnace but in abroad this technology of steel production absent. On the contrary in abroad or on dums of historic load in the Czech Republic can be meet the Siemens – Martin slags. The ladle slags arise in the casting ladle during steel processing in plant of secondary metallurgy.

Literature presents one-year worldwide production approximately 50,000 kt steel slags and from Europe 12,000 kt. In a world is approximately 65% of this amount materially utilized. Remaining 35% is still stored on the dums. This ratio is different in other countries, for example in Germany is used up to 93% steel slags. In Czech Republic is a one-year production of blast furnace slag around 2 million tonnes and in case steel it is about one-half, Tab.1. In the Czech Republic is blast furnace slag full used and similiary is used majority steel furnace slag. For ladle slag is not find practical materials utilization yet.

There exist some causes why the statistical value production of slags cannot be regarded as completely precise. One of the main argument is nonuniform methodology for monitoring presence of slags. The amount of slag which is produced in the melting aggregate is exactly recorded by the weighting system. During next processing of slag is reduces their weight thanks to separation of metal pieces and on the contrary increase weight as a consequence of increase amount of water in the slag. An important indication of the volume of production slag is its specific production (kg slag/ton of pig iron or kg slag/ton of steel). The values of specific production are different in each plant and depending on the level technology of production metals. Production of steel and pig iron in the world and in the Czech republic shows Fig. 1 [1, 2, 3].

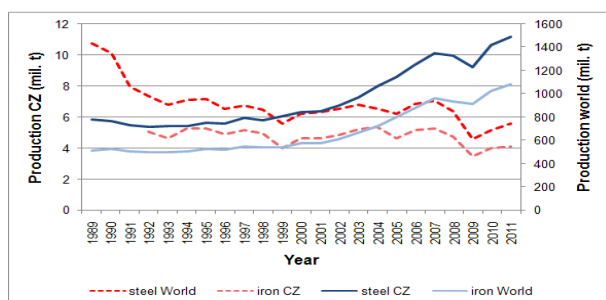


Fig. 1 Production of steel and pig iron in the world and CR
Obr. 1 Výroba oceli a surového železa ve světě a v ČR

Classification of slags based on oxides

From chemical analysis is evident that composition of blast furnace and steel slag are formed most significantly by oxides CaO , SiO_2 , Al_2O_3 . Their summary represent ration 77 to 90 wt% in case majority slags. This allows expression of the composition slags just using proportional representation of these oxides. Recalculation of their content to theoretical basis 100 % enable to representation proportional oxides in different types of slag in the ternary phase diagram of $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$ (citation). The position of points corresponding to the composition of the specific slags and with equilibrium phase association of three minerals. They can be obtained by ideally equilibrium (ie mostly slow) cooling of melt composition (ie, molten slag). On Fig. 2 the yellow field present to composition of blast furnace slags. Representation of CaO and SiO_2 in them is the same 35 to 45 wt% and content Al_2O_3 is low. Due to high proportion of SiO_2 have the slag melts high viscosity. Rapid cooling of melts support arise glass phase as the predominant phase in rapidly cooled of slags. Glass form is advantageous for latent hydratation of slags. The product is called granulated blast furnace slag.

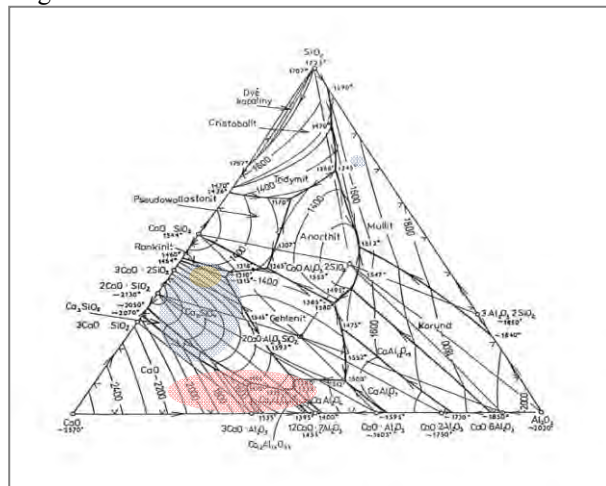


Fig. 2 Illustration of used slag in equilibrium diagram $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$

Obr. 2 Příklad využití strusky v rovnovážném diagramu $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$

The blue field present the composition of steel slags. Cooling of the slag melts of such chemical composition can be formed directly to the hydraulic phases C_3S , $\beta\text{-C}_2\text{S}$ (high temperature form), C_3A , C_{12}A_7 or CA , or C_2AS - gehlenit. The hydraulic system after crushing and reaction with water set, hardened and creating a stability composite of cement. Very slow cooling of slag is associated with the formed non hydraulic γ form of C_2S , which does not allow formation of hydraulic binder phases. Very good latently hydraulic attribute exhibit in systems of steel slags after the rapid cooling melts. In case of representation glass forming SiO_2 arise glass phase with less portion of crystallized mineral phases. Typical chemical composition of slags is presented in Tab. 2. This optimally cooled slag can be reactivated like granulated blast furnace slag with

Tab. 2 Compound of slags

Tab. 2 Složení strusek

Type of slag	Component (wt%)					
	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	MnO	FeO+Fe ₂ O ₃
BF	35-38	34-38	6-9	10-14	0,5-2	0,5-1
BOF carbon steel	35-60	9-20	2-9	5-15	3-8	15-30
BOF steel alloy	39-45	24-32	3-8	8-15	0,4-2	1-6
BOF	30-55	8-20	1-6	5-15	2-8	10-35
Ladle	30-60	2-35	5-35	1-10	0-5	0,1-15

BF – blast furnace, BOF – basic oxygen furnace, EAF – electric arc furnace

Ca(OH)₂ or soluble compounds of alkali metal. Red field characterized the chemical composition of another kind of steel slags with Al₂O₃ content in the range of 20 to 30 weight percent with higher content of CaO and very low content of SiO₂ and important is the usual presence of MgO. Due to composition are slags unsuitable as a hydraulic binder. High content of CaO and MgO change to volume stability. Free lime exothermically strongly reacts with water and disrupts hardening system. Similar process is in case MgO. Alumina involved in the hydration reactions gradually changing own volume, thereby contributing to instability of slags. Therefore slags with these composition cannot be used without modification as a itself binders or just like part of mixed binder systems or as an alternative aggregate for building [4-6].

Utilization of slags

The utilization of blast furnace slag is not a serious problem. One part of rapidly cooled slag is changed to granulated blast furnace slag, which is standardly used for the preparation cement, also this slag is added to concrete and find application in the glass industry. Know it its use for preparation of binders by alkaline activation. Next utilization of slag is processed to aggregates. The simplest way for producers of steel furnace slag is their disposal within their own operations, namely way their recycling into blast furnace charge or agglomeration lines, but also into the furnace in which incurred. From slag will be utilized iron and slag may be partly replaced by natural additive as lime, dolomite, manganese oxides and aluminium oxide. Recycled furnace steel slag in oxygen converters can allow easier dissolution by lime at the beginning of the refining process. Building industry is interest in furnace steel slag as well. From steel furnace slag is prepared aggregates for building purposes, especially as a base for road construction and for asphalt road surfaces. Difficult is utilization of ladle steel slag. These slags are deposit, or may be used for recultivation. In last year metallurgists are trying to rework slag on product labeled as synthetic slag for next using. Possibilities of material utilization different types of slag present Fig. 3 [3, 4].

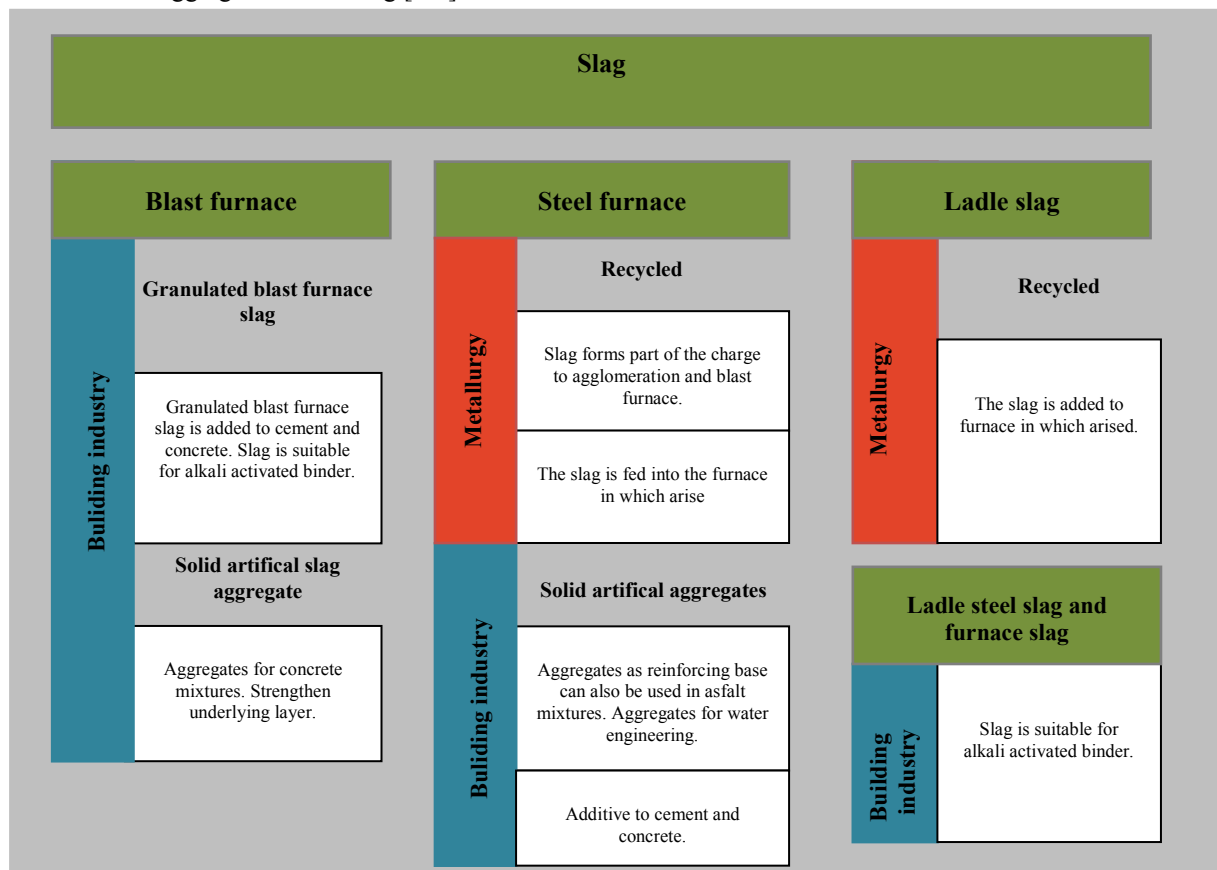


Fig. 3 Summary of blast and steel slags utilization

Obr. 3 Souhrn využití vysokopecní a ocelářské strusky

Recently developed way of using slag, showing latent hydraulic properties is their alkaline activation. The method of alkali activation of slag can be used for the preparation of inorganic binders with a wide range of properties that can be modified in the right direction. It is possible to mention the leading advantages: high compressive strength, long-term stability without loss of original properties, low shrinkage, fast or slow setting, high resistance to corrosive environments, resistance to high temperatures (up to 1200°C), low thermal conductivity, higher waterproofing and frost resistance, the ability to immobilize toxic wastes. The slag shows latent hydration in case, when after the addition of a suitable activator $\text{Ca}(\text{OH})_2$ or soluble alkali metal compounds, begin setting and hardening the same way as Portland cement. The condition of latent hydration is in the case of slag, the content of SiO_2 and Al_2O_3 in the so-called active (energy-rich) form, which will guarantee their presence in the vitreous state. The satisfactory development of the hydration process activated slag is achieved granulometry similar as Portland cement which can be expressed value of specific surface $300 \text{ m}^2 \cdot \text{kg}^{-1}$ or more. The quality of the hydration reactions is strongly influenced by the presence of other important components namely - CaO . The amorphous form of the slag reaches rapid cooling to prevent crystallization. This situation is characteristic for granulated blast furnace slag which create glass structure due to high content of SiO_2 . The above mentioned slag is frequently used for alkaline activation. Products prepared in this way provide excellent strength parameters after 28 days of hydration are the values over 100 MPa. In the case of steel slag where the content of SiO_2 is usually lower at the expense CaO is their glass form limited. Experiences prove that even fast-cooled steel slag is for methods alkaline activation utilization. The products made from selected steel slags after alkaline activation achieved compressive strength on the level 80 MPa [7-9].

Volume stability of slag

Utilization of steel slags in the form aggregates for building construction often bring problems with their volume stability. The slags are subjected to reactions that are related with change of volume of reaction products compare to its original volume. The main problem of volume instability steel slags is presents free CaO or MgO and change of polymorphous phase of dicalciumsilicate (C_2S) and hydration. Free CaO and MgO reacts with water to form hydroxides which can further react with air CO_2 to form carbonate. From the point of view of volume stability of slags is important polymorphous change of C_2S during cooling of slag. High-temperature form of β - C_2S is changed to low-temperature form of γ - C_2S . The process is associated with change of volume approximately 10 %. Change of modification continue well in slow cooling of slag. Complete change come about after some days. The last cause of volume instability of slags is hydration. Reaction run in case, that C_2S is present in form of β

which is hydraulic. This situation coming in case that the slag is rapid cooled and not to transform on low-temperature form of γ - C_2S . This change of volume is usually approximately 10 % [10].

Conclusions

The slags from production pig iron and steel making introduce large-volume secondary materials and in the near future expect any significant reduction of production. In the future will dominate the social interest in its utilization of valuable material. Utilization of slag for binder systems by method alkaline activation will be perspective. Availability of granulated blast furnace slag is a guarantee of its long-term utilization in the production of cement. Due to the widespread use of the slag in the form of aggregates for construction purposes, it is necessary to pay attention to their methods of prediction of volume stability. Is expected increasing proportion of recycled steel slag into the aggregates where primarily slag arised.

Acknowledgements

This paper was created with financial support of project SP2013/53 Systemic measures to reduce the energy consumption of industry technologies and project SP 2013/64 Specific research in metallurgy, material and process engineering.

Literature

- [1] KOROUNIS, S. aj. Properties and hydratation of blended cements with steelmaking slag. *Cement and Condrete Research*, 2007, vol. 37, No. 37, pp. 815-822.
- [2] International Steel and Iron Institute [on line] Search statistic archive. Available from <http://www.worldsteel.org>
- [3] VLČEK, J. *Material utilization of slag from iron and steel metallurgy by method of alkali activation* (Habilitation work). Ostrava: VŠB-Technical University of Ostrava, FMMI, 2008. 97 p.
- [4] GAJDZIK, B. Environmental aspects, strategies and waste logistic system based on the example of metallurgical company. *Metallurgija*, 2009, vol.48, pp. 63-67.
- [5] TOMKOVÁ, V., VLČEK, J., ELEKOVÁ, H., OVČAČÍK, F. The use of slags from iron and steel metallurgy for the preparation of alkali-activated binders. *Acta Metallurgica Slovaca* (Conference), 2010, vol. 1, No.4, pp. 182-185.
- [6] SHI, C., K KRIVENKO P., ROY D. Alkali – Activated *Cement and Concretes*. London: Taylor & Francis, 2006, 375 p., ISBN 0-415-70004-3.
- [7] DAVIDOVITS, J. Geopolymers: Inorganic Polymeric New Materials, *Journal of Thermal Analysis*, 1991, vol. 37, pp. 1633 – 1656.
- [8] ODLER J. *Special Inorganic Cements*. London: E&FN Spon, 2000, pp. 376, ISBN 0-419-22790-3.
- [9] FERNÁNDEZ-JIMÉNEZ, A., PALOMO, A. Alkali activated fly ash binders. A comparative study between sodium and potassium activators. *Materiales de Construcción*, 2006, vol. 56, pp. 51-65. ISBN 0456-2746.
- [10] KURDOWSKI, W.: *Chemia cementu*. Warszawa: Wydawnictwo naukowe PWN, 1991, 478 s. ISBN 83-01-10384-1.

The paper was presented at the 21st International Conference on Metallurgy and Materials METAL 2012, May 23rd – 25th, 2012. Review of the paper was elaborated as a part of preparation of the conference.

zkušebnictví, měřictví, laboratorní metody

Study of DTA Method Experimental Conditions and of their Influence on Shift of Phase Transformations Temperatures

Studium vlivu experimentálních podmínek při využití metody DTA a jejich vliv na posun teplot fázových transformací

Ing. Monika Žaludová¹, doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D.¹, Ing. Simona Zlá, Ph.D.¹, prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.¹

¹VŠB – 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

Differential thermal analysis (DTA) is one of the methods that are suitable for obtaining of thermo-physical and thermo-dynamical data. This method enables determination of temperatures and latent heats of phase transformations of metallic systems. This paper deals with the influence of the experimental conditions settings of the used DTA method on the obtained data. The paper is focused on the study of heating rate and sample mass influence on shift of phase transformations temperatures of Fe sample. Research was aimed at high temperature region. Gamma-delta and melting region was studied. DTA measurements were realised using Setaram Setsys 18_{TM} laboratory system. Controlled heating rate of Fe samples (with different mass) was conducted at the following rates: 1, 2, 5, 10, 20 K/min. On the basis of adjusted experimental conditions (different heating rates and different sample masses), the experimental data set was obtained and corresponding dependencies were derived. Using corresponding dependencies the corrections can be applied to reduce the influence of experimental conditions on studied data of investigated alloys (samples). Application of derived dependencies can substantially lead to reduction (minimization) of the influence of experimental conditions and extrapolation to the so called "zero" mass and "zero" heating rate is possible.

Klíčová slova: DTA, experimentální podmínky, rychlost ohřevu, hmotnost vzorku, teploty fázových transformací

Termofyzikální a termodynamické vlastnosti kovových systémů na bázi Fe jsou stále předmětem rozsáhlého výzkumu. Přesto neexistuje dostatek experimentálních dat těchto systémů. Diferenční termická analýza (DTA) je jedna z metod vhodných pro získávání termofyzikálních a termodynamických dat. Pomocí této metody lze určit teploty a latentní tepla fázových transformací (nejen) kovových systémů. Podstatný vliv na termodynamická a termofyzikální data, získaná pomocí této metody, mohou mít experimentální podmínky. V předkládaném příspěvku je studován vliv nastavení experimentálních podmínek metody DTA na získávaná data. Příspěvek se zabývá studiem vlivu rychlosti ohřevu a hmotnosti vzorků na posun teplot fázových transformací vzorku Fe (teploty počátku a ukončení gama-delta transformace, teplota solidu a teplota likvidu). Studium bylo zaměřeno na vysokoteplotní oblast. Byla studována oblast transformace gama-delta a tání. Experimentální měření metodou DTA bylo provedeno s využitím laboratorního systému Setaram Setsys 18_{TM}. Vzorky Fe, o různých hmotnostech, byly analyzovány řízenými rychlostmi ohřevu 1, 2, 5, 10, 20 K/min. Ze získaných výsledků vyplývá, že rychlost ohřevu a hmotnost vzorků nemají podstatný vliv na posun teploty počátku transformace gama-delta a teplotu solidu. (Tyto teploty odpovídají počátkům píků příslušných fázových transformací.) Naopak rychlost ohřevu a hmotnost vzorků mají vliv na posun teploty ukončení transformace gama-delta a teplotu likvidu. (Tyto teploty odpovídají vrcholům píků příslušných fázových transformací.) Vliv hmotnosti vzorku a rychlosti ohřevu na posun teplot je výraznější u teplot likvidu. S rostoucí rychlostí ohřevu a zvyšující se hmotností vzorků dochází k posunu teploty ukončení gama-delta fázové transformace a teploty likvidu k vyšším hodnotám. V daném experimentálním uspořádání má rychlost ohřevu výraznější vliv na posun teplot než hmotnost vzorku. Na základě takto získaného souboru dat a závislosti

vyjadřující vliv jednotlivých faktorů, je následně možné korigovat získávaná data u dalších studovaných slitin (vzorků) na tzv. „nulovou“ hmotnost a na „nulovou“ rychlost ohřevu a tím minimalizovat vliv experimentálních podmínek. Tímto způsobem je možné získat pro další studované slitiny teploty blízké teplotám rovnovážným, bez nutnosti provedení časově náročného souboru experimentálních měření.

Key words: DTA, experimental conditions, heating rate, sample mass, phase transformations temperatur

Thermo-physical and thermo-dynamical properties of Fe based metallic systems are still a subject of extensive research. In spite of that the number of experimental data about these systems is still insufficient. Important data are for example temperatures [1] and latent heats of phase transformations [2], specific heat [3], surface tensions [4] and others. Although it is possible to find in available literature the values of some of the above physical quantities, differences exist even between the available data.

One of the methods suitable for obtaining of thermo-physical data about metallic systems is Differential Thermal Analysis (DTA). This method makes it possible to obtain some thermo-dynamical and thermo-physical data, such as temperatures and latent heats of phase transformations. Experimental conditions may have a substantial influence on thermo-dynamical and thermo-physical data obtained by this method. It is possible to include among experimental conditions for example temperature mode (heating x cooling), rate of heating/cooling, mass of the analysed sample, type and purity of atmosphere surrounding the sample during analysis.

This paper is focused on investigation of influence of the mass of analysed Fe samples and of the heating rate on shifting on temperatures of solidus, liquidus and gamma-delta phase transformation temperature of an iron sample, obtained by the DTA method.

Differential thermal analysis

Differential thermal analysis is dynamic thermal analytical method used for investigation of temperature effects of investigated sample connected with its physical, chemical or physical-chemical changes during its continuous linear heating or cooling [6]. This method is used for measurement of temperature differences between investigated and reference sample. Temperature of the reference sample follows the selected temperature program, temperature of the investigated sample is subject to changes, which reflect physical and chemical transformations occurring in the sample. This method makes it possible to express all physical, chemical or physical-chemical changes that are accompanied by sufficiently big change of enthalpy [5].

Experiment

Samples of iron were made from powder iron with purity of 98 wt. % Fe. Tablets were pressed from powder iron. The tablets were then plasma re-melted. Iron was during plasma melting also re-purified.

Chemical composition of the analysed iron is given in Table 1. Samples for DTA were prepared in the form of cylinders with diameter of 3.5 mm. Mass of cylinders were approximately 82, 153, 219, 318, 459 mg. The samples were prior to DTA ground off and cleaned in acetone with use of ultrasound.

Tab. 1 Chemical composition of the analysed iron (wt.%)

Tab. 1 Chemické složení analyzovaného železa (hm.%)

C	Si	Mn	P	S	Cr
0.015	0.005	0.042	0.002	0.006	0.004
Ni	Mo	Co	V	W	O
0.015	0.010	0.011	0.022	0.011	0.110

Setaram Setsys 18TM (TG/DTA/DSC/TMA) laboratory system for thermal analysis and DTA „S“ type (Pt/PtRh 10%) measuring rod were used for obtaining of phase transformations temperatures. The samples were analysed in corundum crucibles with volume of 100 µl. An empty corundum crucible served as a reference sample. Dynamic atmosphere of Ar (purity>99.9999) was maintained in the furnace during analysis to protect the sample against oxidation. Each sample was analysed at the controlled rates of heating: 1, 2, 5, 10 and 20 K/min.

Results and discussion

Phase transformations temperatures were obtained on the basis of evaluation of DTA-curves. It is evident from chemical composition of the analysed sample of iron (Tab. 1) that this is not a sample of pure iron, it is therefore possible to differentiate the temperatures of start and end of gamma-delta phase transformation and the temperatures of solidus and liquidus. Temperature of start of gamma-delta transformation ($T_{\gamma-\delta,S}$) corresponds to the beginning of the gamma-delta transformation peak and temperature of end of gamma-delta transformation ($T_{\gamma-\delta,E}$) corresponds to the top of the peak, Fig. 1. The solidus temperature (T_S) corresponds to the beginning of the melting peak, the liquidus temperature (T_L) corresponds to the top of the peak, Fig. 1. Resulting temperatures are given in Tables 2-5.

It is evident from the obtained results (Tabs. 2, 3) that heating rate and mass of the sample do not have any substantial influence on shifting of the start of gamma-delta phase transformation temperature and solidus temperature. No trend in shifting of solidus temperature was observed in dependence on the increasing mass of the sample and on the increasing heating rate.

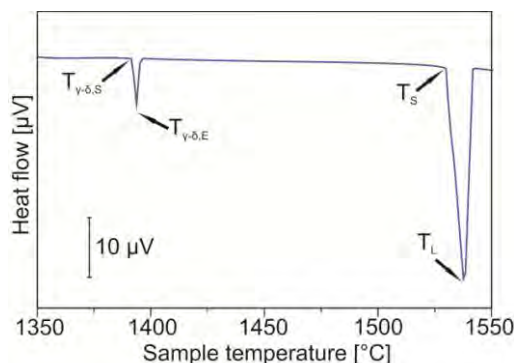


Fig. 1 DTA curve of iron sample (81.62 mg, 2 K/min) with marking of characteristic temperatures

Obr. 1 DTA křivka vzorku železa (81.62 mg, 2 K/min) s označením charakteristických teplot

Average value of start of gamma-delta phase transformation temperature is 1391.6 ± 0.9 °C. The difference between minimal and maximal solidus temperature obtained experimentally is 4.2 °C. Average value of solidus temperature is 1525.4 ± 2.0 °C. The difference between minimal and maximal solidus temperature obtained experimentally is 6.4 °C. Differences between these values may be caused by difficult evaluation of the temperature of peak start on the DTA-curve. This temperature can be determined with a certainty only in certain temperature interval (of the order of centigrades).

Tab. 2 Experimentally obtained temperature of start of gamma-delta phase transformation (°C)

Tab. 2 Experimentálně získaná teplota počátku gama-delta transformace (°C)

Heating rate [K/min]	Sample mass [mg]				
	81.62	152.68	218.68	318.30	459.05
1	1391.3	1391.0	1390.0	1389.8	1391.0
2	1390.3	1391.2	1391.1	1390.2	1392.1
5	1392.4	1391.1	1391.8	1391.5	1392.5
10	1391.4	1391.8	1391.9	1391.8	1392.6
20	1392.4	1392.5	1391.9	1392.1	1394.0

Tab. 3 Experimentally obtained solidus temperature (°C)

Tab. 3 Experimentálně získaná teplota solidu (°C)

Heating rate [K/min]	Sample mass [mg]				
	81.62	152.68	218.68	318.30	459.05
1	1528.5	1527.7	1528.3	1529.0	1529.8
2	1527.7	1525.3	1524.5	1522.8	1525.7
5	1523.8	1523.7	1524.3	1524.6	1525.4
10	1523.4	1524.0	1524.2	1523.6	1525.3
20	1523.8	1524.0	1524.2	1524.1	1527.1

It is also apparent from these results that the solidus temperature obtained at the heating rate of 1 K/min is higher than the temperature obtained at other heating rates (2, 5, 10, 20 K/min). This difference may be caused by detection abilities of the equipment for thermal analysis. At low heating rate (1 K/min) melting down of the sample runs slowly. The sample absorbs heat slowly (very slow melting takes place) and such a

small thermal effect need not be (is not) recorded, and it is not registered on the DTA-curve.

It follows from the obtained results (Tabs. 4, 5) that mass of the sample or heating rate have influence on shifting of end of gamma-delta phase transformation temperature and liquidus temperature. Heating rate and mass of the sample have bigger influence on the obtained liquidus temperature.

Tab. 4 Experimentally obtained temperature of end of gamma-delta phase transformation (°C)

Tab. 4 Experimentálně získaná teplota ukončení gama-delta transformace (°C)

Heating rate [K/min]	Sample mass [mg]				
	81.62	152.68	218.68	318.30	459.05
1	1393.1	1393.5	1393.1	1393.1	1393.8
2	1393.8	1394.2	1394.3	1394.6	1395.6
5	1394.9	1395.4	1396.0	1396.1	1397.5
10	1396.0	1396.7	1397.1	1397.4	1399.0
20	1397.4	1398.5	1399.4	1399.7	1402.6

Average value of end of gamma-delta phase transformation temperature is 1396.1 ± 2.4 °C. The difference between minimal and maximal temperature obtained experimentally is 9.5 °C.

Average value of the liquidus temperature is 1542 ± 4.5 °C. The difference between the liquidus temperature of the sample with mass of 81.62 mg obtained at the heating rate 1 K/min (the lowest temperature) and the temperature of the sample with the mass of 459.05 mg obtained at the heating rate of 20 K/min (the highest temperature) is 17 °C.

Tab. 5 Experimentally obtained liquidus temperature (°C)

Tab. 5 Experimentálně získaná teplota likvidu (°C)

Heating rate [K/min]	Sample mass [mg]				
	81.62	152.68	218.68	318.30	459.05
1	1535.4	1535.8	1537.3	1537.4	1537.6
2	1537.8	1537.4	1537.6	1539.3	1541.0
5	1538.5	1542.3	1540.3	1542.4	1543.7
10	1541.7	1544.3	1546.5	1545.7	1547.1
20	1544.5	1547.4	1547.6	1548.1	1552.4

The temperature of end of gamma-delta phase transformation and liquidus temperature are shifted with the increasing heating rate towards higher temperatures. This can be explained by process dynamics and by detection abilities of the instrument.

The temperature of end of gamma-delta phase transformation and liquidus temperature are shifted with the increasing mass of the iron sample towards higher temperatures. The bigger the sample, the more heat it is necessary to supply for its transformation (melting), and the longer duration of transformation (melting).

It may be also stated on the basis of the obtained results that in the given experimental arrangement the heating

rate has much more distinct influence on shifting of the temperatures than the mass of the sample.

Fig. 2 shows shifting of end of gamma-delta phase transformation temperature of the sample of iron, with relevant masses, in dependence on the increasing heating rates. It may be assumed from the shape of individual curves, that probably only minimal shifting of the end of gamma-delta phase transformation temperature towards higher temperatures will take place with the increasing heating rate (heating rate exceeding 20 K/min). This assumption must be, however, verified experimentally. Fig. 3 shows shifting of end of gamma-delta phase transformation temperature at individual heating rates in dependence on the increasing mass of the sample.

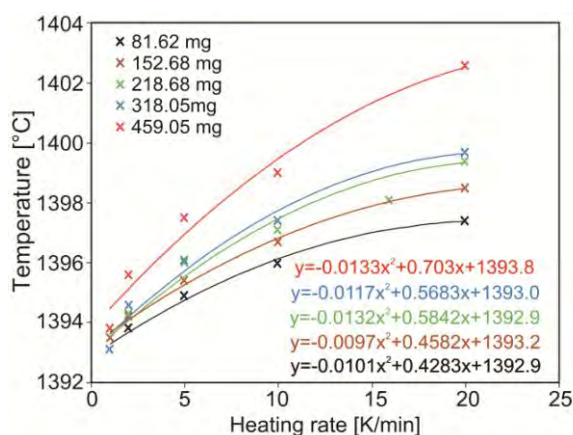


Fig. 2 Dependence of temperature of end of gamma-delta phase transformation on the heating rate

Obr. 2 Závislost teploty ukončení gama-delta fázové transformace na rychlosti ohřevu

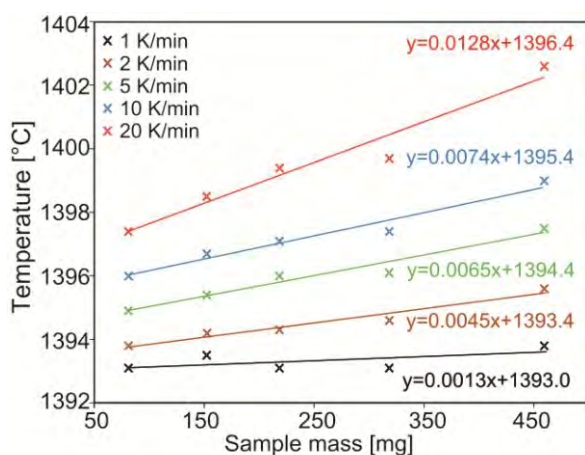


Fig. 3 Dependence of temperature of end of gamma-delta phase transformation on the mass of the sample

Obr. 3 Závislost teploty ukončení gama-delta fázové transformace na hmotnosti vzorku

On the basis of thus obtained dependences of shifting of the end of gamma-delta phase transformation temperature on the heating rate and on the mass of the sample it is possible to extrapolate the temperatures obtained experimentally to the so called “zero heating rate” and so called “zero mass” of the sample. The

temperatures thus corrected would be therefore very close to the equilibrium temperatures [6].

After extrapolation of temperature of end of gamma-delta phase transformation to the “zero heating rate” and “zero mass” we obtained the temperatures given in Table 6. Correction of temperatures varied within a range from -0.5 °C to -14.6 °C. For example the liquidus temperature of the sample with the mass of 218.68 mg, obtained at the heating rate of 5 K/min, was corrected to the “zero mass” by -1.4 °C, and to the “zero heating rate” by -2.6 °C. Total correction was therefore -4.0 °C.

By extrapolation of temperature to the “zero” mass and heating rate it is possible to obtain temperatures close to equilibrium ones. Equilibrium temperature of gamma-delta phase transformation of pure iron given in literature varies within an interval from 1392 to 1400 °C [7, 8].

Tab. 6 Temperature of end of gamma-delta phase transformation after correction (°C)

Tab. 6 Teplota ukončení gama-delta fázové transformace po korekci (°C)

Heating rate [K/min]	Sample mass [mg]				
	81.62	152.68	218.68	318.30	459.05
1	1392.6	1392.9	1392.2	1392.1	1392.5
2	1392.6	1392.6	1392.2	1392.1	1392.2
5	1392.5	1392.4	1392.0	1391.5	1391.3
10	1392.1	1392.0	1391.0	1390.5	1389.9
20	1391.8	1391.3	1390.2	1388.9	1388.0

If we take an average value of the temperature of end of gamma-delta phase transformation obtained by extrapolation 1391.6 ± 1.2 °C, it is very close to the lower limit of the temperature interval given in literature. The difference between corrected temperatures obtained on the basis of experiment and temperatures given in literature may be caused by presence of other elements in the iron that was used in experiment, Tab. 1.

Liquidus temperature is possible to correct in the same way. (It is necessary to create dependences of shifting of the liquidus temperature on the heating rate and on the mass of the sample.) Liquidus temperature after extrapolation to the “zero heating rate” and “zero mass” is given in Table 7.

Tab. 7 Liquidus temperature after correction (°C)

Tab. 7 Teplota likvidu po korekci (°C)

Heating rate [K/min]	Sample mass [mg]				
	81.62	152.68	218.68	318.30	459.05
1	1392.6	1392.9	1392.2	1392.1	1392.5
2	1392.6	1392.6	1392.2	1392.1	1392.2
5	1392.5	1392.4	1392.0	1391.5	1391.3
10	1392.1	1392.0	1391.0	1390.5	1389.9
20	1391.8	1391.3	1390.2	1388.9	1388.0

Equilibrium temperature of melting of pure iron given in literature varies within an interval from 1535 to 1539 °C [7, 8]. If we take an average value of the liquidus temperature obtained by extrapolation 1533 ± 1.4 °C, it is very close to the lower limit of the temperature interval given in literature. The difference between corrected temperatures obtained on the basis of experiment and temperatures given in literature may be caused by presence of other elements in the iron that was used in experiment, Tab. 1. Presence of other elements in iron, even in minimal quantity, may substantially shift the liquidus temperature. The temperatures obtained experimentally may be moreover influenced also by other factors, such as detection possibilities of the instrument and heat transport in the sample.

Extrapolation to the “zero” mass and heating rate minimises the influence of experimental conditions on obtained temperatures. This assumption has been confirmed by mutual approximation of temperatures (compare tables 3 and 4). The difference between the minimal and maximal value is 6.3 °C (difference of temperatures before extrapolation was 17 °C.) This temperature difference is the same as the temperature difference of solidus temperatures (6.4 °C). Average liquidus temperature was reduced by correction from 1542 °C to 1533 °C.

Conclusions

Influence of the mass of the sample and of heating rate on temperatures of phase transformation (gamma-delta, melting) was investigated with use of experimental equipment Setaram Setsys 18_{TM} and DTA method on a sample of iron.

It follows from the obtained results that mass of the sample or heating rate have no substantial influence on shifting of temperature of start of gamma-delta phase transformation and solidus temperature (temperatures corresponding with peak start). Even on the contrary, mass of the sample, as well as heating rate do have influence on shifting of the temperature of end of gamma-delta phase transformation and liquidus temperature (temperatures corresponding with peak top). These temperatures with the increasing mass of the samples and with the increasing heating rate shift towards higher temperatures. Heating rate has more pronounced influence on shifting of these temperatures than mass of the sample.

The obtained temperatures of end of gamma-delta phase transformation and liquidus temperature were

extrapolated to the “zero heating rate” and “zero mass” of the sample. The temperatures obtained by extrapolation were compared with the equilibrium temperatures found in the available literature. The difference between the temperatures found in literature and temperatures obtained by extrapolation was of the order of centigrades.

On the basis of obtained dependences expressing the influence of the mass of the sample and of the heating rate, it is possible to correct the data obtained in other investigated metallic systems, e.g. steels, to the “zero mass” and “zero heating rate”. In this way we will obtain for the investigated systems the temperatures close to the equilibrium temperatures without necessity of performing time consuming complexes of experimental measurements.

Acknowledgements

The work was carried out in the scope of the projects of the Czech Science Foundation (P107/11/1566) and of the specific research SP2012/25 and SP2012/196 and of the grant project solution No. 1610/2012/G1 under the financial support of FRVŠ.

Literature

- [1] SMETANA, B. et al. Application of high temperature DTA to micro-alloyed steels. *Metallurgija*, 2012, vol. 51, no. 1, p. 121-124.
- [2] SMETANA, B. et al. Latent heats of phase transitions of Fe-C based metallic systems in high temperature region. In *METAL 2011*. Ostrava: TANGER, 2011, p. 486-491. ISBN: 978-80-87294-24-6.
- [3] RAJU, S. et al. Drop calorimetry studies on 9Cr-1W-0.23V-0.06Ta-0.09C reduced activation steel. *International Journal of Thermophysics*, 2010, vol. 31, no. 2, p. 399-415
- [4] VITÁSKOVÁ, S. et al. Modeling of surface properties of oxide melts with variable basicity. In *METAL 2011*. Ostrava: TANGER, 2011, p. 80-85. ISBN: 978-80-87294-24-6.
- [5] GALLAGHER, P.K. *Handbook of thermal analysis and calorimetry: principles and practice*. 2nd ed. Oxford: Elsevier, 2003. 675 p.
- [6] BOETTINGER, W.J. et al. *DTA and heat-flux DSC measurements of alloy melting and freezing*. 1st ed. Washington: National Institute of Standards and Technology, 2006. 90 p.
- [7] RYŠ, P., et al. *Nauka o materiálu I: Nauka o kovech 4. svazek, Železo a jeho slitiny*. 2nd ed. Prague: ACADEMIA, 1975. 544 p.
- [8] LEMFELD, J., JECH, J., PARMA, A. *Nauka o materiálu*. 3rd ed. Praha: SNTL, 1984. 368 p.

The paper was presented at the 21st International Conference on Metallurgy and Materials METAL 2012, May 23rd – 25th, 2012. Review of the paper was elaborated as a part of preparation of the conference.

Determination of Ultimate Strength of the Deep Drawing Steels by Ultrasound Structuroscopy

Stanovení meze pevnosti u hlubokotažných ocelí pomocí ultrazvukové strukturoskopie

Ing. David Bílek¹, Ing. Tomáš Jíra¹, doc. Ing. Břetislav Skrbek, CSc.¹, Ing. Pavel Solfronk, Ph.D.¹

¹Technical University of Liberec, Faculty of Mechanical Engineering, Studentská 2, 46117, Liberec 1, Czech Republic

The impulse for creation of this contribution was exploration of new possibilities in the field of application of non-destructive ultrasound structuroscopy of thin sheets. The tested samples were made from material that can be ranged to the group of IF steels by its chemical composition and mechanical properties. These materials are directly used for manufacture of bodywork stampings. Checking of mechanical properties using static tensile test, which is continually on regular basis used for this purpose, was made at first. The resulting values were compared with the enclosed directions and their guaranteed properties were evaluated. The acoustic paths (thicknesses) of the tested samples were measured using ultrasound instrument and ultrasound probe in order to obtain information about ultrasound velocity in transradiated material (tested by ultrasound ?). The aim is to find and describe new opportunities useable for non-destructive determination of mechanical properties of these steels using obtained mathematical models.

Key words: deep-drawing steels, static tensile test, ultrasound structuroscopy, ultrasound velocity

Podmětem ke vzniku tohoto příspěvku, bylo prozkoumání nových možností v oblastech využití metody nedestruktivní ultrazvukové strukturoskopie u tenkých plechů. Testovací vzorky byly vyrobeny z materiálu, jenž svým chemickým složením a mechanickými vlastnostmi se řadí do skupiny IF ocelí. Tyto materiály se přímo používají k výrobě karosářských výlisků. Nejprve došlo k ověření mechanických vlastností za pomoci statické zkoušky tahem, která je dlouhodobě k těmto účelům standardně používána. Dále byly výsledné hodnoty porovnány s příloženými normativy a vyhodnoceny jejich garantované vlastnosti. U zkoušených vzorků dále došlo ke změření akustických drah (tloušťek) pomocí ultrazvukového přístroje a ultrazvukové sondy pro získání informací o ultrazvukové rychlosti v prozvučovaném materiálu. Cílem je najít a popsat nové možnosti, jež by bylo možné využít k nedestruktivnímu stanovení mechanických vlastností těchto ocelí a to za pomoci získaných matematických modelů.

Klíčová slova: hlubokotažné oceli, statická zkouška tahem, ultrazvuková strukturoskopie, rychlost ultrazvuku

Since nowadays the ever increasing requirements and claims are put on quality of finished products, it is necessary to explore new possibilities, which might help to achieve these requirements and intentions.

The attention will be focused on serial production of bodywork stamps. The new possibilities of verification of mechanical properties of supplied materials will be searched for automotive parts, which are typical by their irregular shape, high quality and special manufacturing technology. Physical properties of the tested samples will be measured first by ultrasound instrument. Mathematical dependences will be determined using regression analysis methods, which will serve for determination of basic mechanical properties, such as tensile strength. The static tensile test, that is continually used for this purpose on regular basis, will be used for destructively determined strength.

The aim will be the verification of possibility of application of this method for determination of

mechanical properties of thin sheet especially in environment of serial production of bodywork stamps.

1. Investigated materials – IF steels

The materials, which belong to the group of IF steels by their chemical composition and mechanical properties, were taken to the as-performed experiment (interstitials free steels, see Tab. 1). These materials are commonly used for production of automotive bodies. They contain interstitially dissolvable carbon and nitrogen atoms bound in stable carbo-nitrides (TiCN, NbCN) obtained by microalloying by Nb or Ti, or else by combination of Nb and Ti. Considerable improvement of plastic properties of steels can be reached by decreasing their carbon and nitrogen content in the state of solid solution. Steels with various Nb and Ti content are continually developed in order to achieve an optimum compromise between the strength and workability of the

sheet. Practical tests show that alloying by Nb or by combination of Nb and Ti is more favourable. Naturally, the Nb amount has effect on the grain size, ageing of steel and it increases recrystallizing temperature as well. The consequence of it is higher energy consumption at production (higher annealing temperatures). The resulting mechanical properties depend on the content of other alloying elements causing solution strengthening (e.g. Mn, P), amount and dispersity of precipitates, size of ferrite grains and also on draught at smooth rolling. This draught has very considerable effect on workability, since it is performed in cold state. The IF steels are micro-alloyed by group of other elements or a small amount of phosphorus for achievement of solid solution strengthening in order to enhance mechanical properties [1].

2. Tensile test

The test by uniaxial tension is the basic test, which is used for evaluation of material mechanical properties. This test is based on deformation of testing bar by uniaxial tensile loading, usually up to breaking in order to determine one or more material stress and strain characteristics. It is usually performed at room temperature. Rate of loading varies from 0.5 to 2.0 mm·min⁻¹. Testing of metallic materials in Czech Republic are governed by the standard ČSN EN 10002 [2].

Tab. 1 Example of chemical composition of the IF steel

Tab. 1 Příklad chemického složení IF oceli

C [ppm]	N [ppm]	P [ppm]	S [ppm]	Mn [%]	Al [%]	Ti [%]	Ti [Nb [%] + Ti [%]]
15	25	65	30	0.02	0.02	0.05	0.05, 0.2 + 0.01, 0.2 + 0.01

Tensile test equipment

The electronic testing machine Zwick Z030 was used for experiments in this work. The nominal force of machine is 30 kN. The adjustable moving rate of moving crosshead (transverse movement ???) is from 0.001 to 200 mm·min⁻¹. The measured data are recorded using Zwick testXpert software.

3. Ultrasound structuroscopy

Basic principle of non-destructive ultrasound structuroscopy is experimental determination of mathematical relation (model), that characterizes mutual connection between ultrasound waves velocity (damping) and structure of investigated material (mechanical property). It is based on the theory of interaction between ultrasound waves and boundary in material, which makes it possible to find mutual correlation between the ultrasound waves velocity and structure, or rather mechanical properties of material.

The ultrasound waves velocity depends on the damping size in the transradiated material (tested by ultrasound ?). It means that its value will differ in case of steels, cast irons, polymers or composites.

The ultrasound waves velocity thus decreases with the increasing damping of matrix mass and especially with the amount and size of internal discontinuities. The discontinuities are reinforcements, layers, inclusions with considerably different wave resistance Z against matrix [3].

$$Z = c \cdot \rho \quad [\text{MPa/s}] \quad (1)$$

The fraction R of the reflected pressure of acoustic wave back from boundary increases with the increasing difference of acoustic resistances Z_m and Z_g . $Z_m = 5.92 \cdot 7.8 = 46.2$ MPa/s is valid for the steel matrix. $Z_g = 2 \cdot 2 = 4$ MPa/s is valid approximately for carbon in the shape of graphite. $R = (Z_g - Z_m) / (Z_g + Z_m) = 0.805$ after insertion. One boundary matrix – graphite thus reflects $R = 80.5\%$ of the pressure of acoustic wave. Direct propagation of acoustic wave through composite is after several reflections from formations of reinforcement consumed and dispersed. Path size of acoustic wave in matrix depends on labyrinth of path through the matrix. The value of acoustic path L_u increases in comparison with the direct path (thickness of the transradiated wall (tested by ultrasound ?)) L with the decreasing thickness of formations. Ultrasound velocity c_L thus decreases.

$$c_L = c_{L0} \cdot \frac{L}{L_u} = 5920 \cdot \frac{L}{L_u} \quad [\text{ms}^{-1}] \quad (2)$$

c_{L0} ... ultrasound velocity in steel (etalon for setting of ultrasound instrument).

Boundary character expresses itself on the phase of reflected wave. The boundary with lesser wave impedance reflects the wave in the opposite phase than the boundary with higher impedance. This effect is often used in fibrous or layered systems of materials. The highest stair (level ?) of structure diagnostics is represented by spectral analysis of acoustic response (echoes, noise). The damping of acoustic oscillations α increases considerably, if the wavelength λ approaches the size of reinforcement d [1].

$$\alpha = k_\alpha \cdot \lambda \cdot \left(\frac{c_L}{\lambda}\right)^2 \quad [\text{dB} \cdot \text{mm}^{-1}] \quad (3)$$

Value $\alpha = 0.05$ for steel enables to transradiate (test by ultrasound ?) even the walls with one meter thicknesses. Non-metallic reinforcement in metallic matrix increases the damping considerably. It achieves α values of higher order, it limits acoustic diagnostics heavily. The ultrasound measurements of austenite steels and graphite cast irons are complicated by austenite grain boundaries and cast iron graphite. The low frequency probes up to 2 MHz are necessary for measuring of wall thickness over 30 mm. If the reinforcement has dimensions $d \ll \lambda$, then the wave damping reaches acceptable values. Good supposition for ultrasound diagnostics of nanocomposites. The steel has length of longitudinal wave of 1.2 mm, polymers, water approx.

0.3 mm for the most common ultrasound frequency of 5 MHz. The E value depends directly on the size of sound velocity c_L .

$$c_L = \left\{ \frac{\frac{E}{\rho} \cdot (1-\mu)}{1+\mu \cdot (1-2\mu)} \right\}^{0,5} \quad [\text{m.s}^{-1}] \quad (4)$$

In practice the simplified expression is used:

$$E = \left(K \cdot \frac{L}{L_u} \right)^2 \quad [\text{MPa}] \quad (5)$$

where K is measured on the thin cylindrical sample. Ultrasound structure diagnostics requires parallel planes of walls at the site of checking. The value of the measured L_u is increased by surface roughness (amount of binding medium c_L 1500 m/s in the interspace under the probe) and by the „V“ effect of the ultrasound probe on thin walls, so that checking of walls up to $L=10$ mm is inaccurate.

As an example, we can introduce mathematical models formulated for graphite cast irons (connection of ultrasound and magnetic methods of non-destructive structuroscopy), thus for macro-composite with the boundary steel matrix – graphite. The formula (6) is used for calculation of strength in tension R_m , and the second formula for calculation of hardness [4].

$$R_m = C \cdot \left(\frac{L}{L_u} \right)^D \cdot HB^E \quad [\text{MPa}] \quad (6)$$

$$HB = A \cdot M + B \quad [-] \quad (7)$$

where L – actual material thickness, L_u – acoustic path, M – remanent magnetism, $A \div E$ constants

4. Experimental

The non-proportionate testing bars with variable width were used for measurement of mechanical properties of the sheet in this part of work. It concerned the testing bars for thin products (sheets, bands and flat products) with thickness from 0.1 mm to 3 mm. The set of 9 specimens was prepared from the tested material. Those testing specimens were made perpendicularly to the direction of rolling of tested material. The produced testing specimens were exposed to static tensile test (ČSN EN 10002) and resulting values were treated processed into Tab. 2 below.

Tab. 2 Resulting values from tensile test

Tab. 2 Výsledné hodnoty z tahové zkoušky

90° n = 9	S_0 [mm ²]	E [kN/mm ²]	$R_{p0.2}$ [N/mm ²]	R_m [N/mm ²]	A_g [%]	A_{80} [%]	n [-]	r [-]
$\bar{x}$	15,19	203	168	279	25,8	44,3	0,236	2,28
min.	15,19	196	167	278	278	43,2	0,236	2,23
max.	15,19	210	169	279	279	46,3	0,237	2,33
s	0	6	1	0,4	0,2	1,1	0,001	0,04

The measurement of acoustic path L_u using ultrasound instrument (see Fig. 1) and 20 MHz probe was performed on each specimen and the strength was also measured by destructive method. The courses of single tensile tests are illustrated in Fig. 2.



Fig. 1 Used ultrasound instrument
Obr. 1 Použitý ultrazvukový přístroj

Tab. 3 Measured values

Tab. 3 Měřené hodnoty

Notation	Path L_u [mm]	Actual thickness L [mm]	L/L_u [mm]	UT velocity [m/s]	Tensile strength R_m [MPa]
1	0.73	0.67	0.918	5575.7	279
2	0.73	0.67	0.918	5575.7	279
3	0.74	0.69	0.932	5664.5	279
4	0.73	0.67	0.918	5575.7	279
5	0.74	0.68	0.919	5582.4	279
6	0.73	0.69	0.945	5742.1	279
7	0.73	0.68	0.932	5658.9	279
8	0.73	0.68	0.932	5658.9	278
9	0.73	0.67	0.918	5575.7	278

Conclusions

Materials taken for experiments were materials, which are suitable for working of deep-drawn bodywork stampings thanks to their properties. At first mechanical properties of these tested specimens were determined and checked. The resulting values were compared with the corresponding direction, which were specified for particular batch of material. It may be stated on the basis of resulting values and the course of the strengthening curve, that this material corresponds to the guaranteed data specified by this steel manufacturer (see Fig. 2).

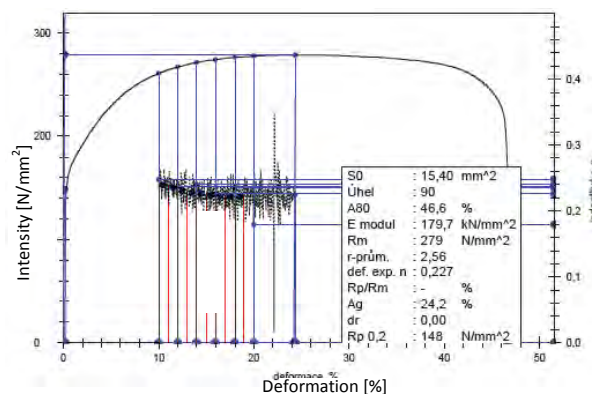


Fig. 2 Graphic course of the strengthening curve
Obr. 2 Grafický průběh křivky napětí – deformace

Attention was focused on utilization and determination of strength of the tested material using ultrasound

measurement in the second part of this experiment. The graph of dependence between the ultrasound velocity and destructively obtained strength is depicted in Fig. 4. The measured values are interleaved by linear connecting trend line.

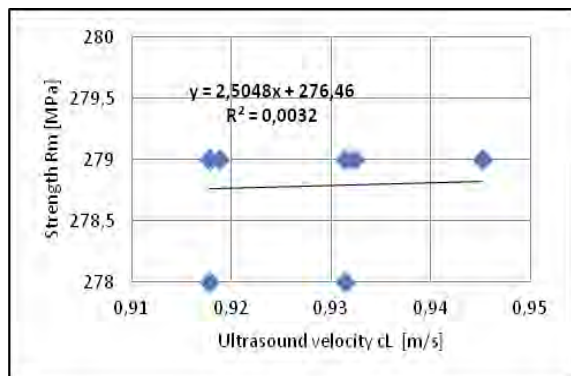


Fig. 3 Graph of dependence between c_L and R_m
Obr. 3 Grafická závislost mezi c_L a R_m

Unfortunately we found that thin samples of sheets and their measured values are not ideal for this experiment. The resulting mathematical model and its reliability is insignificant for us. The wider is the scatter of the measured samples' properties, the more probable it is to obtain higher reliability of the model, which could not be achieved, because it concerned in the same way the thin sheets, for which it was difficult to trace the effect of the ultrasound wave velocity on the structure.

However, this method of ultrasound structuroscopy was already before applied to other materials, such as graphite cast irons, where the reliability of the resulting mathematical models reached up to 98% (see relations (5, 6)). Thus it seems to be useful to apply this method for other automotive parts, which are made from this material. It should enable easy and more rapid quality checking, correctness of graphite formations and determination of mechanical properties using just the wall of casting without any destructive testing [4].

This contribution was created with financial support of the Student Grant Competition 2822 from TUL within the frame of subsidy to specific research at higher education institutions and with support of the research plan MSM 4674788501.

Literature

- [1] BILLY, F. *Trendy vývoja ocelových plechov pre ľahké automobilové konštrukcie*. Hutnické listy vol. 54, 1999, č. 3, s. 20-25. ISSN 0018-8069.
- [2] ČSN EN 10002-1: *Statická zkouška tahem*. Praha: Český normalizační institut, 1994.
- [3] OBRAZ, J. *Zkoušení materiálu ultrazvukem*. Praha: SNTL, 1976.
- [4] BÍLEK, D., and SKRBK, B. *Parameterization of apparatus TELIT*. In *Mikroskopie a nedestruktivní zkoušení materiálů : 1. mezinárodní konference*. Ústí nad Labem : Univerzita J. E. Purkyně, 2010, 10 pp. [CD ROM]. ISBN 978-80-7414-280-2.

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

**METAL[®]
2013**

15. - 17. května 2013
Hotel Voroněž I, Brno, Česká republika, EU

Logos: TANGER, VGU, CNIL, ASM

Organizers:
TANGER, spol. s r.o.
VGU - Technická univerzita
Česká společnost pro aplikaci materiálů a metalurgie
Vojvodská akademie České republiky
ASM International Czech Chapter

Partners:
Materials Research Society of Serbia
Sociedade Portuguesa de Engenharia
Russian Society for Microscopy and Materials
Polskie Towarzystwo Metaliczne
Associazione Italiana di Metallurgia
Société Française de Metallurgie et de Matériaux

počítačová simulace, výpočetní metody

Analýza atypického průvalu při radiálním plynulém lití bramy v pásmu rovnání

I. Numerická simulace teplotního pole bramy

Analysis of Atypical Breakout during Radial Continuous Casting of a Slab in the Straightening Zone

I. Numerical Simulation of Temperature Field of a Slab

prof. Ing. František Kavička, CSc.¹, doc. Ing. Josef Štětina, Ph.D.¹, Ing. Bohumil Sekanina, CSc.¹, prof. Ing. Karel Stránský, Dr.Sc.¹, prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.², Ing. Tomáš Mauder¹, Ing. Miloš Masarik³

¹Brno University of Technology, Faculty of Mechanical Engineering, Technická 2, 616 69 Brno, Czech Republic

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

³EVRAZ VITKOVICE STEEL, a.s., Štramberská 2871/47, 709 00 Ostrava, Czech Republic

Original numerical model was applied for simulation of the transient temperature field of continuously cast steel slab of two different chemical composition. The model solves the Fourier-Kirchhoff's equation of the temperature field of slab-mould system or slab-environment system with the following various thermo-physical parameters: thermal conductivity, specific heat capacity, density and enthalpy including their dependence on temperature. When both melts follow closely after each other, the critical state of the so called breakout occurs at a certain point of the secondary cooling zone of a caster. It is obviously caused by a combination of surface defects. However, different chemical composition of two steels and their mixing is apparently decisive. Therefore the temperature model has simulated the temperature history of every point of the cross-section of the slab during its movement through the whole caster from the level of the melt in the mould to the cutting torch for both melts and for their mixture (with average chemical composition). Calculation of the temperature field of a slab has focused mainly on the part of the slab before the breakout and its surroundings. Calculation results were compared graphically by means of a graph of temperatures in characteristic points of the cross section, a graph of isotherms in the critical cross-section passing through the breakout, including iso-liquidus and iso-solidus, a graph of isotherms in longitudinal sections and a graph of increase in thickness of solidified shell. Definition of the boundary conditions in primary and tertiary cooling zone of the caster is identical for all three variants of calculation, in secondary cooling zone depends on the cooling curves. The results of the temperature field can establish a model of the chemical heterogeneity of steel supported by material expertise on the samples taken from the breakout.

Keywords: concastslab, steel, chemical composition of steel, thermo-physical properties, temperature field, numerical model, breakout

Byl aplikován originální numerický model nestacionárního teplotního pole plynule lité ocelové bramy o různém chemickém složení. Model řeší Fourier-Kirchhoffovu rovnici teplotního pole soustavy brama-krystalizátor resp. brama-okolí s těmito různými termofyzikálními parametry: tepelná vodivost, měrná tepelná kapacita, hustota a entalpie včetně jejich rozdílné závislosti na teplotě. V případě, že obě tavby následují těsně po sobě, dojde v určitém místě sekundárního chlazení ke kritickému stavu lícího stroje (ZPO) tzv. průvalu. Může se jednat o kombinaci povrchových vad, jejichž původ se nachází již na počátku krystalizace. Těmito vadami jsou oscilační vrásky a zejména podpovrchové kapsy – „hooks“, jejichž povrch je pokryt oxidy a struskou z lícího prášku a jejichž mikrostruktura je odlišná od základního materiálu tuhnoucí kůry. Oba jmenované defekty mohou za určitých podmínek vyvolat poruchy odlévání až případně průval. Rozhodující je však zřejmě rozdílné chemické složení obou taveb a jejich smísení. V sekundární zóně chlazení, kde se předlitek začíná napřimovat, může k průvalu dojít vlivem vzrůstající místní chemické a teplotní heterogenity oceli. Proto teplotní model simuloval teplotní historii každého bodu příčného řezu bramou během jeho pohybu celým ZPO od hladiny taveniny v krystalizátoru až po pálicí stroj

pro obě tavby a pro jejich směs (s průměrným chemickým složením). Výpočet teplotního pole se zaměřil především na část bramy před místem průvalu a v jeho okolí. Výsledky výpočtu byly srovnány graficky vykreslením teplot v charakteristických bodech příčného řezu včetně bodu povrchového, vykreslením izoterem v kritickém příčném řezu procházejícím místem průvalu včetně izolikvidy a izosolidy, vykreslením izoterem v podélných řezech v různé hloubce pod povrchem bramy a vykreslením nárůstu tloušťky ztuhlé kůry. Definice okrajových podmínek je v primární a terciální zóně chlazení ZPO pro všechny tři varianty výpočtu totožná, pro sekundární zónu závisí na chladicích křivkách. Použitím off-line verze modelu teplotního pole byly získány výsledky zahrnující vliv termofyzikálních vlastností obou ocelí a technologických parametrů lícího stroje. Pro vyjádření vzájemné závislosti vybraných určujících parametrů se předpokládá využití teorie fyzikální podobnosti a odvození podobnostních kritérií. Na výsledky teplotního pole může navázat model chemické heterogenity oceli podpořený provedenou materiálovou expertizou na vzorcích odebraných z místa průvalu.

Klíčová slova: *plynule litá brama, ocel, chemické složení oceli, termofyzikální vlastnosti, teplotní pole, numerický model, průval*

Oscillation marks are transverse grooves forming on the surface of the solidifying shell of a continuously cast slab. The course of individual marks is rough and perpendicular to the direction of the movement of the slab. The formation of the marks is sometimes the result of the bending of the solidifying shell during the oscillation of the mould, which depends on the frequency and the amplitude of the oscillation and on the casting speed. The hooks are solidified microscopically thin surface layers of steel [1-3]. They are covered with oxides and slag from casting powder. Their microstructure is different from that of the base material of the solidifying shell. Formation of the oscillation marks is related to formation of hooks. The depth of the oscillation marks and also the shape, size and the microstructure of the hooks, vary irregularly. An increasing extent of these changes leads to a defect in the shape of a crack, which reduces the thickness of the solidified shell of the slab upon its exit from the mould and causes a dangerous notch. In the secondary-cooling zone, where the slab is beginning to straighten out, the breakout of the steel can occur in the points of the increased local chemical and temperature heterogeneity of the steel, from increased tension as a result of bending of the slab and also of high local concentration of non-metallic slag inclusions. Especially dangerous are the changes in the chemical composition of the steel during the actual continuous casting. The consequences of this operational immediate change in the chemical composition of the steel, which are not prevented by a breakout system directly inside the mould, could lead to an immediate interruption of continuous casting and to a breakout at a greater distance from the mould than usual, thus leading to significant material loss and downtime of the caster.

Interruption of continuous casting

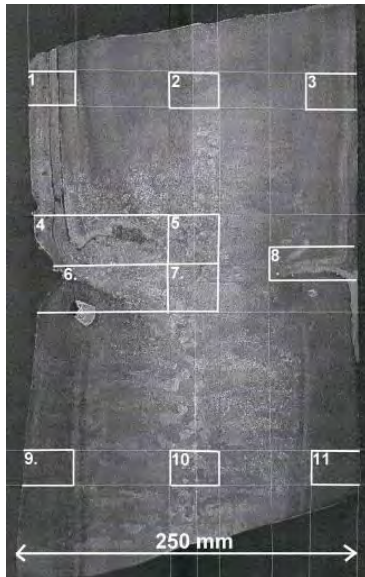
This case was recorded during the process of continuous casting of 250×1530 mm steel slabs of the grade A with a 0.416 wt. % carbon content and 0.95 wt. % chromium content (melts 1 to 3) and the grade B with 0.174 wt. % carbon content and 0.070 wt. % chromium content (melt 4). The casting of the first two melts of the grade A took place without any significant issues, after the casting of the third melt of the grade A, the fourth melt of the

grade B followed. The change in the chemical compositions of the steels of both grades was carried out very quickly by changing the tundish. Inside the mould, the steel B mixed with the steel A from the previous melt. The casting continued for another 20 minutes but then, at the point of straightening of the slab, at a distance of 14.15 m from the level of the melt inside the mould, a breakout occurred between the 7th and 8th segment and the caster stopped. The difference in height between the level inside the mould and the breakout point was 8.605 m. This tear in the shell occurred on the small radius of the caster. A 250 mm thick plate was taken from the breakout area using a longitudinal axial section (Fig. 1a). The structure of this plate was analyzed and the distribution of sulphur was also analyzed with use of the Bauman print. In the Fig. 1b the numbers 1 to 11 indicate also the positions of the samples in the places around the breakout intended for analysis. Simultaneously, significant 25 mm sulphide segregations were discovered – very heterogeneous areas created by the original base material of the slab (melt 3), by new material of the slab (melt 4) and between them, and also by the areas of mixed composition. Beneath the surface of the slab, at a depth of 75-to-85 mm, there were cracks and a zone of columnar crystals oriented towards the surface of the slab on the small radius. This was identical to the orientation of the groove, which gradually turned into a crack (Fig. 1b – direction 4 – 6) and, on the opposite surface of the slab, the hook, which was covered by melt (position 8).



a)





b)

Fig. 1a A plate taken from the breakout area

Obr. 1a Deska odebraná z pásma průvalu

Obr. 1b Schema umístění vzorků 1-11

Fig. 1b Diagram of positions of the samples 1-11

Assignment of boundary conditions and preparation for simulation with use of a 3D numerical model

An original numerical model of the temperature field of continuously cast steel slab was applied, which was based on the explicit numerical method [4]. Solidification and cooling of continuously cast slab passing through the radial continuous casting machine (CCM) with large curve radius has been described by the Fourier-Kirchhoff's equation, which takes into account only the vector component identical with direction of the slab movement through individual zones of the CCM, and which contains a term comprising an internal source of latent heats of phase or structural transformation.

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{k}{\rho \cdot c} \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + \left(w_x \frac{\partial T}{\partial x} + w_y \frac{\partial T}{\partial y} + w_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \frac{Q_{SOURCE}}{\rho \cdot c} \quad (1)$$

The velocity vector components perpendicular to the direction $\underline{z}$ of the blank movement are negligible.

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a \Delta T + w_z \frac{\partial T}{\partial z} + \frac{Q_{SOURCE}}{\rho \cdot c} \quad (2)$$

This equation must comprehend the slab's temperature field in all its three stages, i.e. above the liquidus temperature (melt), within the liquidus and solidus temperature interval (so called mushy zone), and also below the solidus temperature (solid phase). For this reason a thermo-dynamic function of specific volume enthalpy has been implemented into the equation.

$$\frac{\partial H_V}{\partial \tau} = k \Delta T + w_z \frac{\partial H_V}{\partial z} + Q_{SOURCE} \quad (3)$$

Other thermo-physical properties of the cast materials contained in the equation and dependent on their chemical composition, i.e. heat conductivity, specific heat capacity and density, are also a function of temperature [4]. Function of enthalpy is not known as an analytical function, but as a set of tabular values, which means that reverse determination of temperature is numerically highly demanding task.

Chemical composition of the steel A in wt%: C=0,416 Cr=0.95 Ni=0.03 Mn=0.7 Mo=0.206 Si=0.28

Chemical composition of the steel B in wt%: C=0,174 Cr=0.07 Ni=0.02 Mn=1.46 Mo=0.005 Si=0.23

Dependences of the main thermo-physical properties on temperature – heat conductivity, specific heat capacity, enthalpy and density of both steels are shown in Figs. 2 to 5 [5].

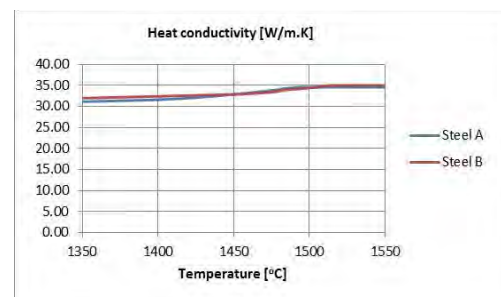


Fig. 2 Dependence of heat conductivity of the steels A and B on temperature

Obr. 2 Závislost tepelné vodivosti oceli A a B na teplotě

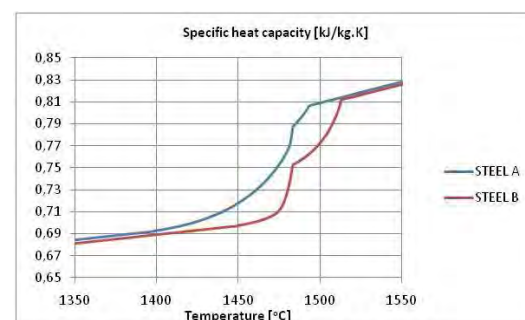


Fig. 3 Dependence of specific heat capacity of the steels A and B on temperature

Obr. 3 Závislost měrné tepelné kapacity oceli A a B na teplotě

It is therefore a matter of solution of distinctly non-linear task, since even for boundary conditions their dependence on the surface temperature of the continuously cast slab is respected. All boundary conditions were derived, which were then divided to the areas of the mould (primary cooling) and of the secondary and tertiary cooling. Heat transfer coefficients were determined also under air-water cooling jets and in contact of the slab with the guide rollers. Zero heat flow perpendicular to the symmetry

plane is the boundary condition that is common for all the zones of the caster. Definition of the boundary conditions in primary and tertiary cooling zone of the caster calculation is identical for all three variants, in secondary cooling zone depends on the cooling curves.

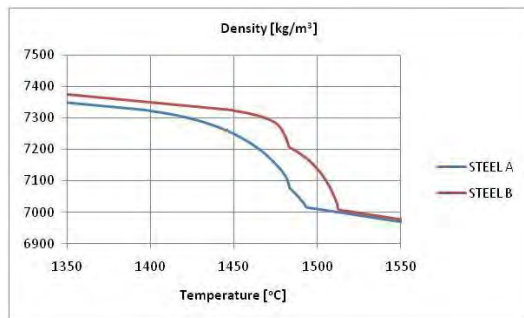


Fig. 4 Dependence of density of the steels A and B on temperature

Obr. 4 Závislost entalpie oceli A a B na teplotě

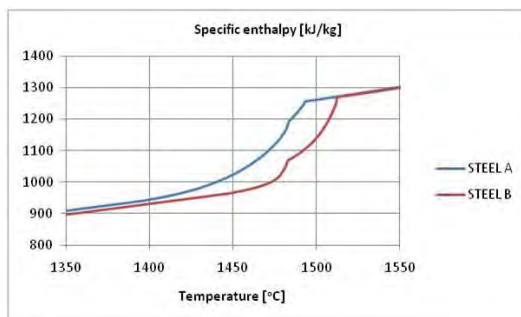


Fig. 5 Dependence of enthalpy of the steels A and B on temperature

Obr. 5 Závislost entalpie oceli A a B na teplotě

The initial condition for solution is setting of the temperature in individual points of the computational mesh. The maximum possible temperature, i.e. casting temperature is a suitable value. An explicit differential method is used for solution of the Fourier-Kirchhoff's equation. It follows from its principle that stability of calculation depends on the magnitude of time step. That's why a method of adaptive change of calculation step was implemented into the model, i.e. the calculation step defined by the user is considered as recommended one and software changes it in the course of calculation. The model is equipped with an interactive graphical environment for automatic generation of the mesh and for evaluation of results, it means by so called pre-processing and post-processing. Heat model solves temperatures at the nodes of the calculation 3D mesh of the whole object (from meniscus of the melt in the mold to the flame cutter) with a number of nodes exceeding 10^6 on symmetrical half of cross-section of rectangular profile. The system of coordinates is chosen in such a way that the beginning is at the half of the profile width on the small radius, $\underline{x}$ is in direction of the width, $\underline{y}$ is in direction of the height and $\underline{z}$ is in direction of casting. The advantage of this

selection is the fact that all coordinates are positive, which simplifies the software realisation. Rectangular coordinates are in the area of radius transformed into cylindrical ones, i.e. $\underline{r}$ is a radius and $\underline{\varphi}$ is an angle. Thanks to universality of the code it is possible to apply the model of the temperature field, after modification and adjustments, to any caster with rectangular cross-section.

Numerical results

Off-line version of the original temperature model was used now to simulate the temperature field of the steel slab of the grade A, the steel slab of the grade B and the steel slab of the grades A and B (with an average chemical composition). After the computation, it is possible to obtain the temperatures at each node of the network and at any time during the process. Fig.6 shows for example a 3D graph of the temperature field along the longitudinal section of the steel slab of the grade A. Temperature history graphs (Fig.7a-7c), which show the temperature at defined points of the cross-section of the slab are very useful. The course of the temperatures can also be displayed in any other user-defined point.

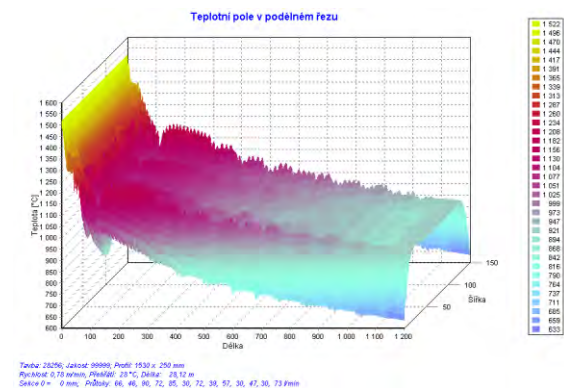


Fig. 6 The 3D temperature field of the longitudinal section of the slab (steel grade A)

Obr. 6 3D teplotní pole podélného řezu bramy (kvality A)

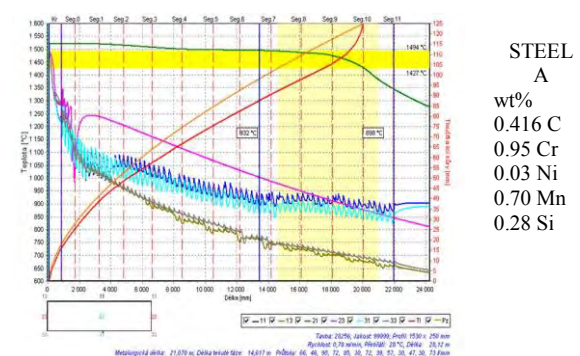


Fig. 7a Temperature history of the points of the slab cross-section (steel grade A)

Obr. 7a Teplotní historie bodů příčného řezu bramy (ocel A)

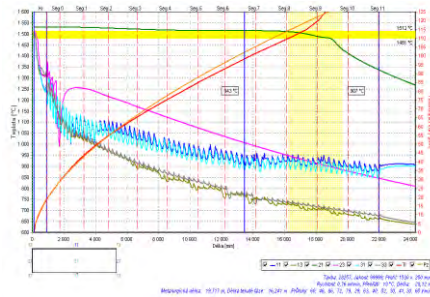


Fig. 7b Temperature history of the points of the slab cross-section (steel grade B)

Obr. 7b Teplotní historie bodů příčného řezu bradou (ocel B)

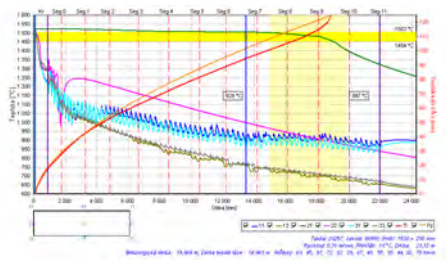


Fig. 7c Temperature history of the points of the slab cross-section (steel grades A+B)

Obr. 7c Teplotní historie bodů příčného řezu bradou (ocel A+B)

The course of the calculated isotherms in the cross section of the breakout, for example for a slab of the grade B at a distance of 14.15 m from the level of the melt in the mould is shown in Figure 8.

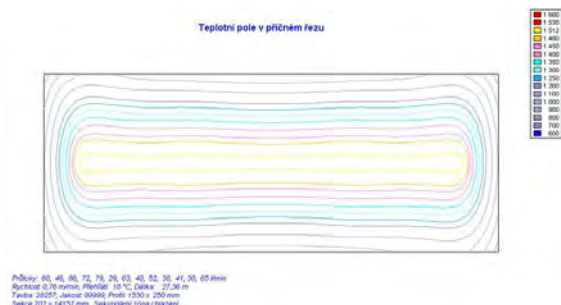


Fig. 8 Isotherms in the cross section of the breakout for the steel slab of the grade B.

Obr. 8 Izotermie v příčném řezu průvalu pro ocel kvality B

Calculated iso-liquidus and iso-solidus in both longitudinal axial sections for the steel slab of the grades A, B and A+B are plotted in Figs. 9 and 10.

The model provides also the course of surface temperature and isotherms in any longitudinal section of the slab. The computed surface temperatures of the slab in the large and small radius are shown in Fig. 11 and isotherms in the longitudinal section 20 mm under surface (small radius) in Fig. 12

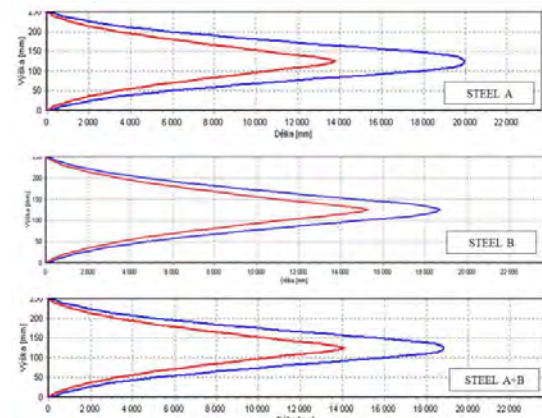


Fig. 9 Iso-liquidus and iso-solidus in the vertical longitudinal axial section for the steel slab of the grades A, B and A+B

Obr. 9 Izolikvidy a izosolidy ve vertikálním podélném axiálním řezu pro ocelovou bradu kvality A, B a A+B

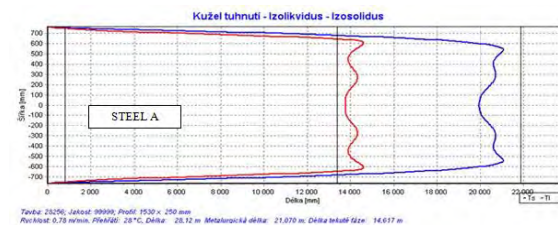


Fig. 10 Iso-liquidus and iso-solidus in the horizontal longitudinal axial section for the steel slab of the grades A, B and A+B

Obr. 10 Izolikvidy a izosolidy v horizontálním podélném axiálním řezu pro ocelovou bradu kvality A, B a A+B

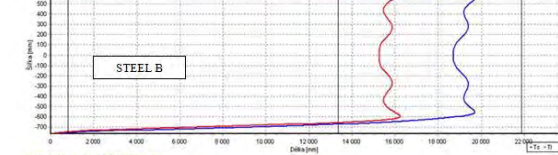


Fig. 10 (continued) Iso-liquidus and iso-solidus in the horizontal longitudinal axial section for the steel slab of the grades A, B and A+B

Obr. 10 (continued) Izolikvidy a izosolidy v horizontálním podélném axiálním řezu pro ocelovou bradu kvality A, B a A+B

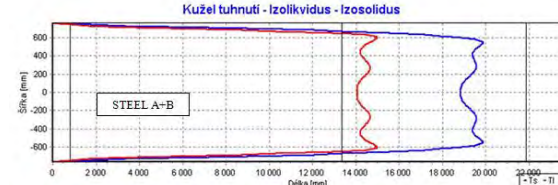


Fig. 10 (continued) Iso-liquidus and iso-solidus in the horizontal longitudinal axial section for the steel slab of the grades A, B and A+B

Obr. 10 (continued) Izolikvidy a izosolidy v horizontálním podélném axiálním řezu pro ocelovou bradu kvality A, B a A+B

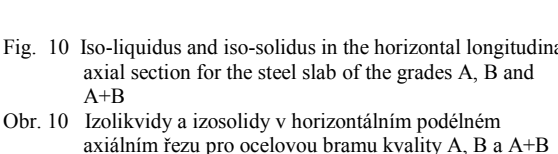


Fig. 10 (continued) Iso-liquidus and iso-solidus in the horizontal longitudinal axial section for the steel slab of the grades A, B and A+B

Obr. 10 (continued) Izolikvidy a izosolidy v horizontálním podélném axiálním řezu pro ocelovou bradu kvality A, B a A+B

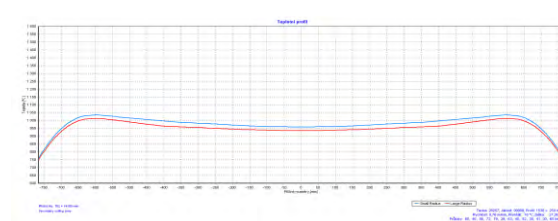


Fig. 11 The surface temperature of the slab (steel grade B) in the large (red) and small radius (blue curve)

Obr. 11 Povrchová teplota brady (ocel B) na velkém (červená) a malém radiusu (modrá křivka)

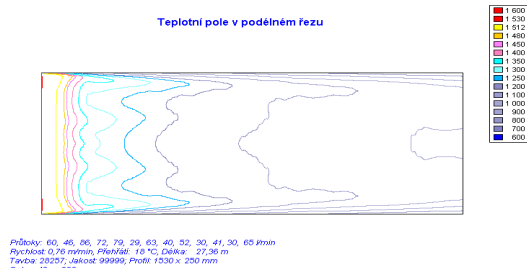


Fig. 12 Isotherms in the longitudinal section (steel grade B) 20mm under surface in the small radius

Obr. 12 Izotermie v podélném řezu brámkou (ocel B) 20 mm pod povrchem na malém radiusu

Figs. 13-15 represent computed mushy zones in one half of the breakout cross section for the steel grades A, B and their mixture A+B. These shaded areas bounded by iso-liquidus and iso-solidus will be important geometric parameters for an analysis of the causes of the breakout [6].

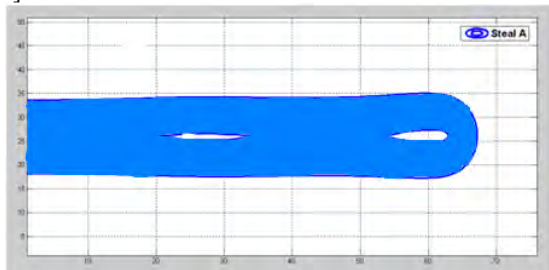


Fig. 13 A computed mushy zone in one half of the breakout cross section (steel grade A)

Obr. 13 Vypočtená mushy zóna v jedné polovině příčného řezu průvalem (ocel A)

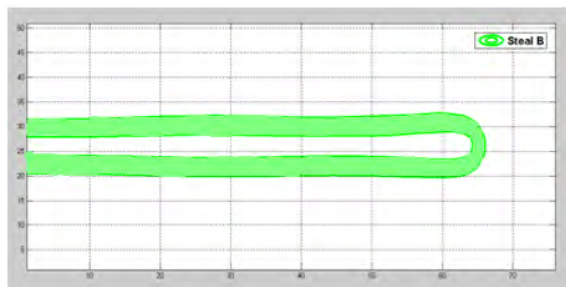


Fig. 13 A computed mushy zone in one half of the breakout cross section (steel grade B)

Obr. 13 Vypočtená mushy zóna v jedné polovině příčného řezu průvalem (ocel B)

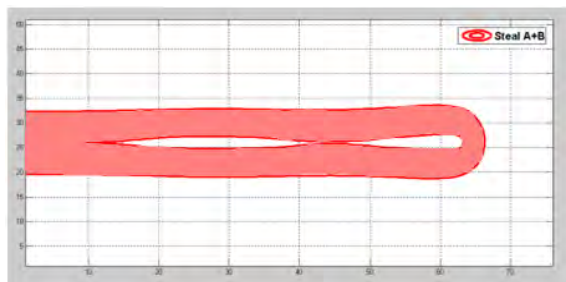


Fig. 13 A computed mushy zone in one half of the breakout cross section (steel grades A+B)

Obr. 13 Vypočtená mushy zóna v jedné polovině příčného řezu průvalem (ocel A+B)

Conclusions

A breakout of the continuously cast slab right under the mould is usually detected and indicated by an anti-breakout system. However, breakouts occur at continuous casting, i.e. failure of strength of solidified shell caused even by a slight change of grade of the cast steel, also on radial CCM at the place of straightening of the slab. This irreparable defect is moreover often initiated by surface defects, the origin of which is already in the mould at the beginning of crystallisation. These are oscillation marks and sub-surface pockets - hooks. Both phenomena, i.e. formation of marks and hooks are related to each other. These defects may also lead under certain conditions, such as change of grade of continuously cast steel, to an interruption of casting and to breakout, as it is demonstrated in the photo of macro-structure of defect, taken directly at the place of breakout of continuously cast slab. Moreover the breakout occurred after a quick change of the chemical composition of the continuously cast steel of the grade A and the grade B. The change of the chemical compositions of both steels grades was carried out very quickly by changing the tundish. The pouring continued for another 20 minutes but then, at the point of straightening of the slab a breakout occurred and the caster stopped. Off-line version of the temperature model was used to simulate the temperature field of the slab of steel grades A and B and a mixture of A and B grades. It used thermo-physical parameters of both grades of steel, technological parameters of the caster (casting speed, mould characteristics, etc.) and the data that were obtained by means of off-line temperature model. Mutual dependence of the set of thus determined parameters and quantities will be determined. For this an application based on the theory of physical similarity and the derivation of similarity criteria is assumed.

Nomenclature

c	specific heat capacity	[J/kg.K]
H_v	volume enthalpy	[J/m ³]
k	heat conductivity	[W/m.K]
Q_{SOURCE}	heat flow from internal sources	[W/m ³]
T	temperature	[K]
x, y, z	axes in given direction	[m]
w_x, w_y, w_z	casting speed in given direction	[m/s]
ρ	density	[kg/m ³]
τ	time	[s]

Acknowledgments

This analysis was conducted using a program devised within the framework of the GA CR projects No. P107/11/1566.

Literature

- [1] BADRI A. et al.: *A Mold Simulator for Continuous Casting of Steel. Part II. The Formation of Oscillation Marks during the Continuous Casting of Low Carbon Steel*. Metallurgical and Materials Transactions B, Volume 36 B, June 2005, pp.373-383
- [2] THOMAS, B.G., J. SENGUPTA, and OJEDA, C. *Mechanism of Hook and Oscillation Mark Formation In Ultra-Low Carbon Steel*. In Second Baosteel Biennial Conference, (May 25-26, 2006, Shanghai, PRC), Vol. 1, 2006, pp. 112-117
- [3] OJEDA, C. et al.: *Mathematical Modeling of Thermal-Fluid Flow in the Meniscus Region During an Oscillation Cycle*. AISTech 2006 Proceedings - Volume 1, pp. 1017-1028
- [4] STETINA J., KAVICKA F., DOBROVSKA J., SEKANINA B. and MAUDER T.: Optimization of technology and control of a slab caster. I. Off-line numerical model of temperature field of a slab a parametric studies. Hutnické listy LXIII, No.1/2010, p. 43-52, ISSN 0018-8069
- [5] LOUHENKILPI, S., LAITINEN, E., NIEMINEN, R., Real-Time Simulation of Heat Transfer in Continuous Casting, *Metallurgical Transactions B*, 24B:4, 1993, pp. 685-693
- [6] STRANSKY K. et al: Analysis of a typical breakout during a radial continuous casting of a slab in the straightening zone. II. An analysis of the causes of the breakout by means of the theory of physical similarity [in the press]

The 5th International Conference STEELSIM 2013

International Conference on Modelling and Simulation of Metallurgical Processes in Steelmaking

Ostrava, Czech Republic, September, the 10th -12th 2013

Conference is organized by:

Czech Metallurgical Society
MATERIAL & METALLURGICAL RESEARCH Ltd., Ostrava, Czech Republic
VŠB – Technical University of Ostrava, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, Czech Republic
OCELOT Ltd., Ostrava, Czech Republic

Topics:

- | | |
|---|--|
| 1. Thermo mechanical treatment | 10. Hot rolling & Forming process models |
| 2. Heat transfer | 11. Shell formation and solidification structures |
| 3. Process modelling in BOF and AOD steelmaking | 12. Electromagnetic stirring in continuous casting |
| 4. Continuous casting process | 13. Furnaces and heat treatment |
| 5. Ingot casting | 14. EAF process models |
| 6. Pulverized coal injection and COREX process | 15. Physical simulation of casting |
| 7. Cold rolling | 16. Data mining & Logistics |
| 8. Materials and material properties | 17. Fluid flow and multiphysical modelling |
| 9. Ironmaking | 18. Ladle and vacuum treatment |

Preliminary registration form and the abstract please send till January, the 31st 2013 on the contact address:
MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., Pohraniční 693/31, 706 02 Ostrava-Vitkovice,
Czech Republic, tel.: +420 595 956 029, fax: +420 595 956 168, e-mail: jaroslav.pindor@mmvyzkum.cz
On-line registration is available on:

www.mmvyzkum.cz/conference

ekonomika, organizace, řízení

Projekt úplného tollingu při financování pracovního kapitálu v hutnictví

Project of Total Tolling Used for Working Capital Financing in Metallurgy

Ing. Kamila Janovská, Ph.D.¹, Ing. Petr Besta, Ph.D.¹, Ing. Jakub Gajda²

¹ Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, Katedra ekonomiky a managementu v metalurgii, 17. listopadu 15/2127, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

² ESAP Consult, s.r.o., Mostárenská 1140/48, 706 02 Ostrava-Vítkovice, Česká republika

Rozhodujícím zdrojem financování českých průmyslových podniků je bankovní sektor, který v současné době pokračuje ve zpřísňování úrokových i neúrokových podmínek v řadě segmentů úvěrového trhu a snižuje se tak tempo poskytování úvěrů. Podniky musí pro financování svých současných i budoucích potřeb pracovního kapitálu hledat alternativní finanční zdroje, mezi které lze zařadit i metodu tollingu. Financování metodou tollingu je v České republice realizováno především na bázi soukromého investora u malých resp. středních podniků, jejichž předmětem podnikání jsou činnosti v oblastech stavebnictví či lehkého strojírenství. Autoři článku se však domnívají, že například pro malé a střední slévárenské společnosti se může metoda tollingu stát efektivním nástrojem k řešení krizových situací společnosti v oblasti toku hotovosti (cash flow), ale je třeba si uvědomit rizika spojená s nevhodnou či nedostatečně připravenou aplikací tollingu.

Klíčová slova: tolling, pracovní kapitál, hutní průmysl

Metallurgy is one of the basic industries thanks to the fact that production of metals is the first important foregoing step in the added value chain of many industries, such as engineering, automotive industry, air and space industry and civil engineering. A decrease in sales of rolled material in 2011 compared to 2006 has led to worse economic results of metallurgical enterprises due to unused capacities. This effect was then logically reflected in the reduction of resources usable for funding of metallurgical enterprises.

The banking sector, which has currently been continuing in tightening the interest and non-interest conditions in many segments of the credit market thus slowing down the provision of loans, represents a crucial source of funding of Czech industrial enterprises. The enterprises must look for alternative financial resources in order to finance their current and future working capital needs, and the method of tolling is one of them. The tolling method can be characterized as a method of effective working capital financing, during which the funding body (tolling company) uses either its own free resources or, more often, complements these own resources using a bank credit so as to finance the needs of the manufacturer. Financing by means of the tolling method in the Czech Republic is primarily carried out on the basis of a private investor in small or medium-sized enterprises, the business activities of which are in the areas of civil engineering and light engineering. However, the authors of the article believe that for example for small and medium-sized foundry companies, the tolling method can be an effective tool to address the critical situations of the companies in the area of cash flow, but it is necessary to realize the risks associated with inappropriate or poorly prepared application of tolling.

Key words: tolling, working capital, metallurgical industry

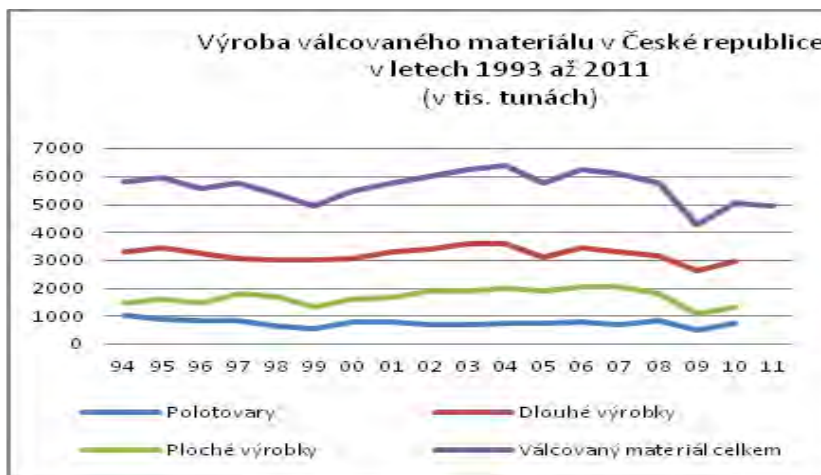
Hutnictví v České Republice v období 2006 – 2011

Hutnictví patří mezi základní průmyslová odvětví vzhledem k tomu, že výroba kovů je prvním důležitým

předcházejícím krokem v řetězci přidané hodnoty mnoha odvětví, např. strojírenství, automobilového průmyslu, leteckého a kosmického průmyslu a stavebnictví.

Objem výroby a prodeje v hutních podnicích v České republice je proti období před krizí stále na výrazně nižší úrovni. Od roku 2006 začalo docházet k jejich výraznému poklesu a nejnižší úroveň výroba dosáhla v roce 2009, kdy byla proti roku 2006 u válcovaného

materiálu o 31,5 % nižší. Od roku 2010 dochází k postupnému zvyšování výroby, avšak rok 2011 je proti roku 2006 u válcovaného materiálu stále o více jak 20 % nižší. Tato skutečnost vychází z podkladů uvedených v grafu na obr. 1 [1].



Obr. 1 Vývoj výroby válcovaného materiálu v ČR v letech 1993 až 2011

Fig. 1 Evolution of production of rolled materials in Czech Republic during the period 1993 - 2011

Snížení prodeje válcovaného materiálu v roce 2011 (4,974 mil. t) proti roku 2006 (6,274 mil. t) o 1,3 mil. t vyvolalo zhoršení hospodářských výsledků hutních podniků z titulu nevyužitých kapacit. Tento vliv se pak logicky promítne do snížení vlastních zdrojů použitelných pro financování hutních podniků.

Mezi vlastní zdroje financování majetku lze zařadit především základní kapitál, rezervní fondy, odpisy či zisk. Podniky mají k dispozici také i cizí zdroje k zajištění svého financování - především úvěry od bank či půjčky od jiných externích zdrojů. Rozhodujícím zdrojem financování českých průmyslových podniků je bankovní sektor, který v současné době pokračuje ve zpřísňování úrokových i neúrokových podmínek v řadě segmentů úvěrového trhu a snižuje se tak tempo poskytování úvěrů. Podniky proto musí pro financování svých současných i budoucích potřeb pracovního kapitálu hledat alternativní finanční zdroje, mezi které lze zařadit i metodu tollingu.

Uplatnění úplného tollingu při financování pracovního kapitálu v hutnictví

Podstata tollingu spočívá v tom, že zadavatel (financující společnost, poskytovatel tollingu) předává zpracovateli (financovaná společnost - výrobce) suroviny a energii ke zpracování. Zpracovatel z převzatých komodit vyrobí hotový výrobek, za jehož výrobu obdrží zpracovatelskou odměnu, která pokryje jeho zpracovací náklady a zadavatel prodá hotový výrobek na svůj účet odběrateli. Specifickým rysem tollingového financování je, že oběžné prostředky,

pořízené z tollingových zdrojů, jsou po celou dobu a ve všech formách (suroviny, nedokončená výroba, pohledávky) ve vlastnictví financující tollingové společnosti (zadavatele), nikoliv zpracovatele. Pokud je jedním ze zdrojů financování bankovní úvěr, není dlužníkem zpracovatel, nýbrž opět tollingová společnost. Financující subjekt (poskytovatel tollingu - zadavatel) je podnikatelským subjektem, nikoliv však bankou, která má jiný (rozdílný) způsob podnikání.

Metoda tollingu byla v České republice použita ve větším časovém i věcném rozsahu na projektu VÍTKOVICE - OSINEK, kdy tolling jako způsob financování pracovního kapitálu byl realizován v letech 2000-2005. Společnost VÍTKOVICE, a.s. měla základní hutní a strojírenské výrobní kapacity a další servisní a související provozy. Financování hutní výroby a.s. OSINEK v zařízeních a.s. VÍTKOVICE bylo řešeno formou **uzavřeného (úplného) tollingu**. Financování strojírenské výroby a.s. OSINEK v zařízeních a.s. VÍTKOVICE bylo řešeno na projektové bázi. Strojírenská výroba využívala tzv. projektové financování - financování předem definovaných projektů.

Podnikatelský záměr zadavatele **uzavřeného (úplného) tollingu** je obecně založen na využití kapacit zpracovatele pro výrobu produktů, které by měly splňovat následující podmínky:

- Vyrábějí produkt, po kterém je poptávka,
- Výroba není ztrátová (při objemu projektovaném po realizaci tollingu).

Podnikatelská činnost zadavatele (tollingové společnosti) v hutnictví je založena na následujících

principech (formulováno dle konkrétního projektu Osinek – Vítkovice):

- Celá vsázka (surové železo, šrot, polotovary, ferroslitiny) a energie jsou nakupovány zadavatelem.
- Zpracování (zušlechtění) nakoupených materiálů je prováděno zpracovatelem za odměnu (zušlechtovací poplatek), která pokrývá ostatní nákladové položky (zejména mzdy, údržbu, nejednicový materiál a další).
- Vsázka, ocel, rozpracovaná výroba, válcovaný materiál a posléze pohledávky za odběrateli jsou vlastnictvím zadavatele.
- Zušlechtovací (zpracovací) poplatek je stanoven jako reziduální hodnota mezi cenou prodaných výrobků a cenou nakoupených vstupů, (vlastními) provozními náklady zadavatele, finančními náklady na poskytnuté úvěry, ziskem zadavatele. Zušlechtovací poplatek je účtován měsíčně a zpravidla hrazen zálohově.
- Pracovní kapitál zpracovatele je financován buď vlastními zdroji zadavatele, které je ochoten v rámci svého podnikatelského záměru uplatnit při financování výroby a odbytu financovaného subjektu (zpracovatele) nebo je zadavatel schopen čerpat cizí zdroje v podobě bankovního úvěru. Případné zajištění úvěru je možné materiálem, rozpracovanou výrobou, hotovými výrobky a pohledávkami.
- Financování výroby je realizováno prostřednictvím zpracovatelské smlouvy a smlouvy o dílo. Zajištění nákupu a prodeje formou smluv o obchodním zastoupení a smlouvy komisionářské.

Finanční projekce podnikatelského záměru

Pro stanovení potřeb provozního kapitálu pro financování hutní výroby u zpracovatele je potřeba sestavit finanční plán, který musí vycházet z navrženého uspořádání vztahů mezi poskytovatelem tollingu a zpracovatelem a z předpokladů o odbytu a nákladech zpracovaných ve společnosti zpracovatele. Do nákladů je třeba zahrnout nezbytné provozní náklady zadavatele a finanční náklady související s obstaráním cizích zdrojů. Kalkulovat je nutno i smluvně dohodnutý zisk zadavatele. Současně je třeba do modelu zapracovat způsob čerpání úvěru ve vazbě na finanční potřeby výroby. Sestavený finanční plán by měl také zahrnout předpokládaný objem finančních potřeb na pokrytí případných rizik spojených s dobytostí pohledávek. Sestavení finančního projektu pro toolingové financování (s využitím podkladů žadatele o tooling) je plně v kompetenci poskytovatele toolingu. Tento krok je před zahájením tollingu zcela nezbytný, neboť tato finanční projekce poskytne zásadní informace o výši potřebných zdrojů a jejich časovém rozložení. Finanční

plán je vhodné zpracovat formou standardních finančních výkazů – výkaz zisku a ztráty, rozvahy (bilance) a Cash Flow.

Zpracování tollingové projekce Cash Flow je vhodné sestavit v týdenních intervalech, přičemž celková délka plánovaného období by měla být minimálně tak velká, aby došlo k ustálení výše potřebných finančních zdrojů, případně k jejich poklesu [2]. Při zpracování tollingové projekce Cash Flow je třeba počítat nejen s pravidelnými úhradami a inkasem, ale i s těmi výkyvy a odchylkami, které se dají předvídat (sezónní poptávka po výrobcích a nutnost zvýšení skladů hotových výrobků bez inkasa po určitou dobu, potřeba předzásobení při plánované odstávce zařízení u dodavatele atd.). Dosti často se v počátečním období realizace tollingu projevuje určitá nedůvěra dodavatelů k novému partnerovi (poskytovateli tollingu) a mohou proto požadovat kratší lhůtu splatnosti faktur, případně i zálohové platby. Takto vypočtená potřeba cizích zdrojů pro financování pracovního kapitálu je důležitou informací pro poskytovatele tollingu, avšak je třeba ji postupně zpřesňovat po uzavření smluv s dodavateli i odběrateli, korigovat ji o nově sjednané lhůty splatnosti na vstupu i výstupu, vzít v úvahu bonitu a platební morálku odběratelů atd. Veškeré tyto údaje by měly být zaznamenávané prostřednictvím podnikového informačního systému tak, aby je bylo možno kdykoliv použít [3].

Samozřejmým předpokladem je také sestavení finanční projekce u zpracovatele, jehož příjmem je především zušlechtovací (zpracovatelská) odměna, ze které hradí mzdy, povinné odvody, nákupy režijního materiálu a další. Tato projekce by měla prokázat, že náklady zpracovatele budou úhrnem zpracovatelské odměny, odměny komisionářské a odměny za obchodní zastoupení bezpečně pokryty.

Zušlechtovací (zpracovací) poplatek lze strukturovat následujícím způsobem:

- Tržby
- Materiálové a energetické náklady hrazené zadavatelem tollingu
- Úrokové náklady financování
- Provozní náklady zadavatele tollingu
- Zisk zadavatele
- = ZPRACOVATELSKÉ NÁKLADY

Skutečná výše a splatnost zpracovatelských nákladů je vázána na skutečné inkaso z pohledávek. Zpracovatelské náklady mohou být splatné ve dvou částkách: zálohově a doplatkem. Plán Cash Flow by zpracovatel měl dát k dispozici zadavateli jako důkaz „průchodnosti“ tollingového záměru, že zpracovatel bude schopen z tollingové odměny hradit zpracování zadavatelem vloženého materiálu a dokončit výrobu finální produkce [2].

Závěr

V současné době se již nedá předpokládat, že projekt úplného tollingu pro financování pracovního kapitálu v hutních podnicích v takovém rozsahu, jak byl implementován v projektu VÍTKOVICE, a.s. – OSINEK, a.s. (pro financování hutní části společnosti VÍTKOVICE, a.s. byl načerpán a plně splacen úvěr ve výši 1,8 mld. Kč), bude realizován znovu.

Majoritním vlastníkem společnosti VÍTKOVICE a.s. byl stát a přestože se nejednalo o veřejnou podporu, byl projekt tollingu zařazen vládou usnesením a měl politickou podporu, což u akce takového rozsahu (1,8 + 1 mld. Kč) není zanedbatelné. Dnes by se asi těžko hledal soukromý investor, ochotný jít do tak velkého rizika u podniku s tak dramaticky se zhoršujícími parametry (pokud by však například nepočítal s nepřátelským převzetím apod.)

Financování metodou tollingu je v České republice realizováno především na bázi soukromého investora u malých resp. středních podniků, jejichž předmětem podnikání jsou činnosti v oblastech stavebnictví či lehkého strojírenství. Avšak autoři článku se domnívají, že například pro malé a střední slévárenské společnosti se může metoda tollingu stát efektivním nástrojem k řešení krizových situací společnosti v oblasti toku hotovosti (Cash Flow), ale je třeba si uvědomit rizika spojená s nevhodnou či nedostatečně připravenou aplikací tollingu.

Obecně lze rizika zadavatele při tollingovém financování rozdělit do dvou časově navazujících skupin:

A) Rizika před zahájením financování (rizika projektu):

Zpracovatel je vysoce předlužen a banky odmítají uzavřít tzv. standstill agreement. Dodavatelé odmítají uzavřít nové smlouvy se zadavatelem, případně je podmiňují úhradou starých pohledávek zadavatelem. Dodavatelé rozhodujících komponent pro výrobu jsou nespolehliví a v některých případech neexistuje náhradní řešení. Součinnost zadavatele a zpracovatele je problematická, schází vzájemná důvěra, zpracovatel zatajuje podstatné skutečnosti pro zdárný průběh financování.

B) Rizika po zahájení financování (rizika realizace):

Výrobky zpracovatele nemají zajištěn odbyt, jsou z různých důvodů přechodně nebo i dlouhodobě neprodejně.

Nízká bonita odběratelů, riziko nesplacení nových pohledávek ve lhůtě splatnosti. Výroba je nerentabilní, v kritickém případě netvoří ani kladný krycí příspěvek.

Zadavatel ve svých propočtech Cash Flow podcenil potřebu volných zdrojů pro financování (například nereálným stanovením doby splatnosti závazků a pohledávek, špatným odhadem cen vstupů i výstupů) a disponibilní prostředky jsou pro financování nedostatečné.

Zpracovatel není schopen kapacitně, technicky, technologicky ani personálně zajistit projektovanou a smluvně uzavřenou výrobu a dodávky ve smluveném termínu.

Zpracovatel zneužije svěřené vstupy (materiál, energii) k jiným účelům, než ke zhotovení výrobků pro zadavatele.

Jednou z důležitých zásad tollingu je, že zadavatel neřeší staré závazky zpracovatele. Pokud je z jakýchkoliv důvodů nucen tuto zásadu porušit, může být tollingové financování ohroženo.

Výhodou uvedeného způsobu financování je také to, že forma tollingu není neměnná, ale existují možnosti modifikace pro jednotlivé konkrétní případy jeho realizace, samozřejmě při respektování základních ekonomických, legislativních a také i etických pravidel. Nespornou výhodou této metody je rovněž to, že při ohrožení zpracovatele úpadkem není pracovní kapitál, financovaný tollingem, součástí konkurzní podstaty a zpracovatel tak může pokračovat ve výrobě při současně restrukturalizaci a realizaci dalších kroků sanace podniku.

Acknowledgement

The work was supported by the specific university research of the Ministry of Education, Youth and Sports of the Czech Republic No. SP2012/12.

Literatura

- [1] Hutnictví železa a.s., citováno 28.4.2012
<http://www.hz.cz/cz/vyroba-ocelarskeho-prumyslu>
- [2] STANĚK, J. Předpoklady efektivního financování pracovního kapitálu metodou tollingu, disertační práce, FMMI, VŠB-TU Ostrava, 2011
- [3] HVIKDOVÁ, E. - MIKLOŠÍK, A. Manažment znalostí: personálne a technologické perspektívy. Bratislava: Vydavateľstvo EKONÓM, 2012. 150 s. ISBN 978-80-225-3384-3.

hutní výroba v ČR a SR

Meziroční porovnání měsíčních a postupných hutních výrob roku 2012 a 2013, vč. upřesnění r. 2012									
	Výroba *)			Výroba	Index	Výroba	Index	Výroba	Index
	leden	únor	leden-únor	leden		únor		leden-únor	
	2013	2013	2013	2012	2013/12	2012	2013/12	2012	2013/12
		tis.t		tis.t	%	tis.t	%	tis.t	%
KOKS									
CELKEM	285,76	259,18	544,94	292,98	97,54	268,00	96,71	560,97	97,14
z toho (HŽ) ČR	155,29	140,08	295,37	157,02	98,90	145,22	96,46	302,24	97,73
(HŽ) SR	130,48	119,10	249,57	135,96	95,97	122,78	97,00	258,74	96,46
AGLOMERÁT									
CELKEM	695,72	655,98	1 351,70	689,00	100,98	565,08	116,09	1 254,07	107,78
z toho ČR	427,82	424,38	852,20	449,70	95,13	365,98	115,96	815,67	104,48
SR	267,90	231,60	499,50	239,30	111,95	199,10	116,32	438,40	113,94
SUROVÉ ŽELEZO									
CELKEM	649,16	625,49	1 274,66	602,99	107,66	624,87	100,10	1 227,85	103,81
z toho ČR	341,02	319,50	660,52	344,38	99,02	314,00	101,75	658,38	100,32
SR	308,14	306,00	614,14	258,60	119,16	310,86	98,43	569,47	107,84
SUROVÁ OCEL									
CELKEM	828,23	791,54	1 619,77	786,75	105,27	799,13	99,05	1 585,88	102,14
z toho ČR	439,82	416,30	856,12	457,28	96,18	424,67	98,03	881,95	97,07
SR	388,41	375,25	763,65	329,47	117,89	374,46	100,21	703,93	108,48
KONTISLITKY									
CELKEM	794,24	753,92	1 548,16	748,29	106,14	756,43	99,67	1 504,72	102,89
z toho ČR	406,80	379,65	786,45	419,82	96,90	382,97	99,13	802,78	97,96
SR	387,44	374,28	761,71	328,47	117,95	373,46	100,22	701,93	108,52
BLOKOVNY									
CELKEM	49,75	43,49	93,24	49,69	100,12	47,61	91,34	97,30	95,83
z toho ČR	49,75	43,49	93,24	49,69	100,12	47,61	91,34	97,30	95,83
SR	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
VÁLCOVANÝ MATERIÁL									
CELKEM	782,49	710,46	1 492,95	742,07	105,45	748,58	94,91	1 490,65	100,15
z toho ČR	434,09	377,48	811,57	445,61	97,41	412,87	91,43	858,48	94,54
SR	348,41	332,98	681,38	296,45	117,53	335,72	99,18	632,17	107,79
TRUBKY									
CELKEM	53,70	62,05	115,75	65,50	81,99	68,09	91,13	133,59	86,65
z toho ČR	33,75	42,28	76,03	44,43	75,96	46,75	90,43	91,19	83,38
SR	19,94	19,77	39,72	21,06	94,69	21,34	92,66	42,40	93,67
TAŽENÁ, LOUPANÁ, BROUŠENÁ OCEL									
CELKEM= (HŽ)Č	15,61	14,71	30,33	15,86	98,45	14,28	103,05	30,14	100,63
STUDENÁ PÁSKA KLASICKÁ									
CELKEM= (HŽ)Č	2,44	2,34	4,78	2,67	91,35	2,49	93,94	5,16	92,60
POZNÁMKA: *) Za poslední měsíc jsou údaje předběžné									
Zpracoval: Hutnictví železa, a.s. - ing. Vala									

z hospodářské činnosti podniků



Linde Gas partnerem při realizaci nejvýznamnější současné investice v TŘINECKÝCH ŽELEZÁRNÁCH a.s.

TŘINECKÉ ŽELEZÁRNY uzavřely s Linde Gas a.s. dlouhodobou smlouvu na zásobování technickými plyny. Podle ní Linde Gas a.s. zajistí dodávky kyslíku, dusíku a argonu pro potřeby ocelárny, vysokých pecí, technologie injektáže práškového uhlí a dalších provozů železáren. K zajištění těchto dodávek dodavatel postaví v Třinci novou jednotku na dělení vzduchu s investičními náklady převyšujícími 1,5 mld. Kč. Výstavba nového výrobního zařízení započne v lednu 2014.

Dodavatel se bude podílet na realizaci nejvýznamnější současné investice v TŘINECKÝCH ŽELEZÁRNÁCH a.s., kterou je injektáž prachového uhlí PCI (Pulverized Coal Injection). Tato technologie umožní, aby proces výroby železa byl hospodárnější a ekologičtější než současný. Použití jemně mletého uhlí aplikovaného přímo ve výfučnách dovolí dosáhnout snížení spotřeby dražšího vysokopecního koksu ve vsázce. Použití technologie PCI však vyžaduje oproti stávající technologii založené na redukci rudy výlučně vysokopecním koksem rozsáhlejší použití technických plynů: jednak kyslíku pro intenzivnější hoření v úrovni výfučen, jednak inertních plynů pro dopravu silně pyrogenního práškového uhlí. Spotřeba práškového uhlí v technologii PCI sice převyšuje podle provozních zkušeností u jiných vysokých pecí úsporu vysokopecního koksu zhruba o 10 %, avšak jeho cena je v současnosti i do budoucna výrazně nižší. Tudiž ekonomický efekt jeho použití se kladně projeví v nákladovosti výroby surového železa.

Linde Gas a.s. již nyní v Třinci provozuje tři existující jednotky na dělení vzduchu. Stávající jednotky budou nahrazeny novým zařízením, které zvýší spolehlivost, bezpečnost a také efektivitu zásobování. Injektáží prachového uhlí do vysokých pecí dojde k navýšení spotřeby kyslíku i dusíku a v provozu budou muset být všechny tři stávající dělicí přístroje. Dlouhodobým řešením je tedy výstavba nové dělicí jednotky, která nahradí stávající tři přístroje a pokryje potřeby kyslíku a argonu pro zkujňování surového železa i v případě navýšení výroby v ocelárně. Nové moderní zařízení na dělení vzduchu je navrženo na základě dlouholetých zkušeností Linde Gas a.s. Je schopno vyrábět více než 1000 t kyslíku za den a dále i dusík a argon.

Při příležitosti podpisu této dodavatelsko-odběratelské smlouvy generální ředitel Linde Gas a.s. Ing. Petr Choulík, CSc. zdůraznil, že tato investice dále upevní silnou tržní pozici Linde Gas a.s. na českém trhu v oblasti zásobování velkých zákazníků potrubními dodávkami a kapalin a plynů. Na výstavbě se budou podílet jak tuzemské, tak zahraniční firmy. Dodavatelem technologie bude Linde Engineering. Předpokládaným termínem zahájení dodávek technických plynů je červenec 2015.

red.

*(s využitím dílčího zdroje: tisk. zpráva Linde Gas a.s.,
12.3.2013, autor Ing. Zbyněk Brada,
+420 272 100 418, zbynek.brada@linde.com)*

ze spolkové činnosti a odborných akcí

Konference

Teorie a praxe výroby a zpracování oceli

Ve dnech 4. – 5.4.2013 se konala v Lázeňském domě Libuše v Karlově Studánce v Jeseníkách tradiční, již 29. celostátní konference s mezinárodní účastí s názvem „Teorie a praxe výroby a zpracování oceli“.

Konference se zúčastnilo celkem 90 odborníků, z toho 1 účastník byl z Maďarska, 3 účastníci z Polska a 11 účastníků ze Slovenské republiky. Přítomní odborníci zastupovali celkem 33 podniků a organizací a 6 vysokých škol. Bylo předneseno celkem 27 odborných referátů.

Přednášky se zabývaly zejména těmito tématy:

- technologie primárních výrob oceli
- plynulé odlévání oceli
- sekundární metalurgie
- odlévání ingotů

Dalšími oblastmi úzce navazujícími na primární výrobu a zpracování oceli byla tato témata:

- vnitřní čistota a kvalita oceli
- fyzikální a numerické modelování procesů
- struskové režimy při výrobě a aplikaci nových struskotvorných směsí
- využití žárovzdorných materiálů
- nákladovost výroby, řízení výroby a optimalizace procesů

Mnohé z přednesených příspěvků prezentovaly výsledky projektů podporovaných z operačních programů vědy a výzkumu Ministerstva průmyslu a obchodu ČR, Grantové agentury ČR a Ministerstva školství, mládeže a tělovýchovy ČR. Prezentaci doprovázela bohatá diskuze, která pokračovala v rámci neformálního společenského setkání.

Organizační výbor

Výstavba velké hutě ve Vietnamu

Formosa orders equipment for new steel plant. Metallurgical Plant and Technology. 2013, č. 1, s. 15

Taiwanská firma Formosa Heavy Industries Co. staví velkou huť ve Vung Ang ve Vietnamu. Nový závod má název Ha Tinh Steel Corporation. Firma Siemens Metal Technologies dodává pro ocelárnu zařízení pro plynulé odlévání. Jedná se o dvě dvouproudá zařízení pro odlévání bram, jedno osmiproudé zařízení pro odlévání sochorů a jedno šestiproudé zařízení pro odlévání bloků. Celkový výkon všech těchto odlévacích zařízení bude 8,4 mil. t/r. Všechna zařízení by měla být uvedena do provozu v polovině roku 2015.

Širokopásovou válcovnu pro tento závod dodává firma Mitsubishi-Hitachi Metals Machinery. Válcovnu tvoří dvě stolice předválcovacího pořadí, lis pro úpravu šířky rozvalku, sedmistolicové hotovní pořadí a navíječky. Roční výkon tratě bude 5,3 mil. t. Trať by měla být uvedena do provozu rovněž v polovině roku 2015.

L J

historie hutnictví

Vrch Peperek nad Velkou Losenicí a Šlakhamry na Žďársku - stopy po těžbě stříbra

Hill Bergwerk above Velká Losenice and Šlakhamry near Žďár –traces of silver mining

prof. Ing. Karel Stránský, DrSc.¹, Jaroslav Brhel², Ing. Drahomíra Janová³, prof. Ing. František Kavička, CSc.³, Ing. Lubomír Stránský, CSc.³, prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.³, Ing. Bohumil Sekanina, CSc.³

¹ ÚFM Akademie věd ČR, Žižkova 22, 616 62 Brno, Česká republika

² Žďár nad Sázavou, Česká republika

³ Vysoké učení technické v Brně, FSI, Brno, Technická 2, 616 64, Česká republika

Tradice dolování a zpracování polymetalických Pb-Cu-Zn-Ag rud je spojována s hornickou vsí Milíkovice a s těžbou i zpracováním těchto rud v blízkém okolí vrchu Peperku. Na základě terénního průzkumu byl na jižním svahu Peperku vybrán úsek tvořený brázdou, podobnou kutací rýze. Vzorok křemičité horniny odebrané z křemencové výplně žil vrcholových skal Peperku a z obvalů brázdy podobné kutací rýze byly podrobeny rozboru metodikou semikvantitativní poměrné analýzy. Z prvků, které tvoří složky polymetalických rud byly v obvalu brázdy, kutací rýhy metodikou SPA stanoveny v [mg/kg] = [g/t]: nejméně 4,44 barya, 0,242 olova, 0,114 Cu, 0,0811 Ag a 0,0466 Zn. Ve středověku to představovalo racionálně těžitelná množství kovů. Průzkumem terénu nebyly nalezeny žádné stopy hutnického zpracování polymetalické rudniny

This article deals with the history of mining and smelting of complex Pb-Ag-Cu-Zn ores in the village Jezdovice. Tradition of mining and processing of complex Pb-Cu-Zn-Ag ores is connected with the extinct mining near the village Milíkovice and with mining and processing of these ores in the near surroundings of the hill Bergwerk. On the basis of the field investigation the southern slope of the hill Bergwerk the former trench (waste bank from the former mining), similar to the prospecting ditch was chosen. The method of semi-quantitative proportionate analyses was applied for the estimation of small quantity of minerals containing Pb, Cu, Zn, Ag and other elements from waste bank from the former mining. With use of this method the following minimal quantities of the elements in mg/kg were analysed: 4.44 barium, 0.242 lead, 0.114 copper, 0.0811 silver and 0.0466 zinc. In the time of Middle Ages it represented a workable quantity of metal. In this region no traces of metallurgical processing of this complex ores were found by filed investigation.

Peperek, skalnatý vrch o nadmořské výšce 675 m, se zdvihá severovýchodně nad Velkou Losenicí a severozápadně nad Šlakhamry (obr. 1). V minulosti dělila od sebe obě osady historická hranice mezi Čechami a Moravou. Doly na stříbro byly podle tradovaných zpráv v okolí Velké Losenice, avšak záhy zde dolování stříbrných rud zaniklo. Střediskem hornických prací byl podle nezaručených zpráv vrch Peperek [1]. Podle místní tradice, udržující se ve Velké Losenici, se s hornickou minulostí obce spojuje ves *Milíkovice, která podle místní tradice existovala od nepaměti*, avšak v průběhu doby se její povědomí ztrácí [2].

Má se za to, že v husitských válkách *Milíkovice* zanikly, avšak tomu odporuje zpráva, že roku 1471 prodal opat žďárského kláštera Linhart *vzhledem k nouzi a znamenající velké potřeby ves Milíkovice losenickému*

rychtáři za laciný peníz. Ještě za sto let na to připomíná Milíkovice další zaznamenaná událost, podle níž koupil vesnici Milíkovice *Vladyka Šimon Šléglovský z Šicendorfu* [2]. Není vyloučeno, že stopy její existence mizí s konečnou platností až v době třicetileté války, kdy zanikly okolní vesnice *Vetla* u Žďáru a *Babín* v blízkosti České Meze. Podle místního podání stála tato malá ves osazená horníky bydlícími v dřevěných domech, mezi dnešní *Starou* a *Novou* silnicí vedoucí z Velké Losenice do Sázavy nad Sázavou [2,3]. Je to severně od dnešní železniční stanice ČD v Sázavě u Žďáru.

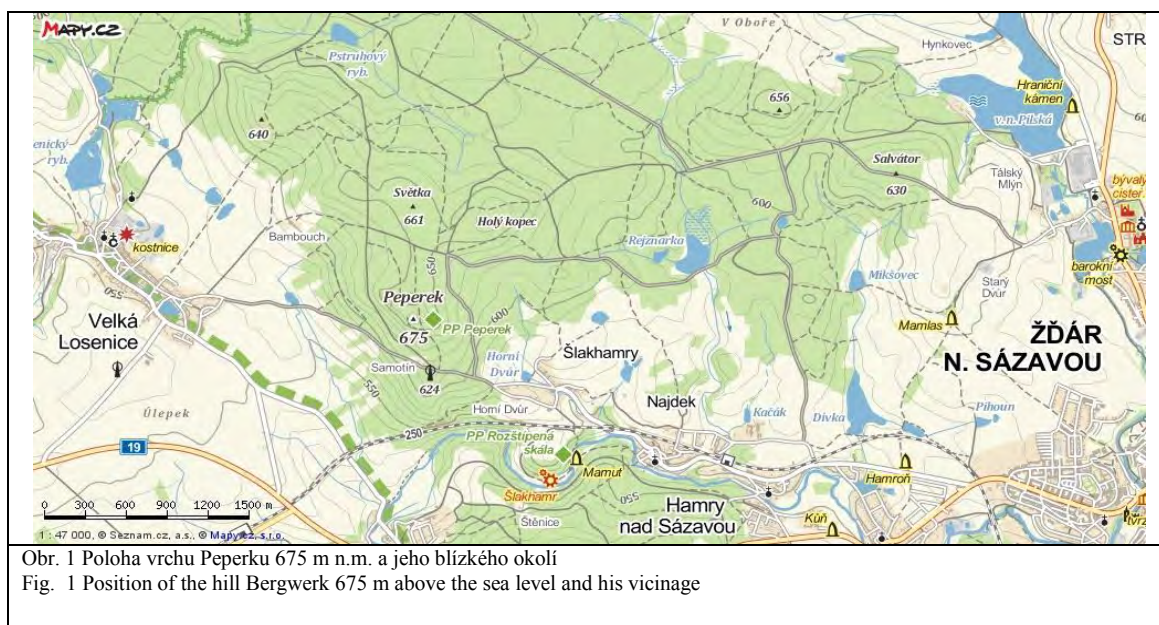
Podle tradice zpracované v literatuře [2] procházela *Stará* silnice postavená v roce 1878 z Losenice do Sázavy místy, kde se v minulosti těžila stříbrná ruda. Podle katastrální mapy z roku 1838 byla v těchto místech vyvážka hlušiny a stála zde borovice. Místu se

říkalo *U borovice* a oblast byla ještě v roce 1838 zalesněna. Po těžbě zůstala hluboká strouha, která měla své katastrální číslo. Strouha zmizela teprve v posledních letech (psáno před rokem 1989 [2]).

Podle některých zpráv [4] existovaly doly na stříbrnou rudu také přímo u Velké Losenice, která byla původně hornickou osadou a střediskem krátkodobě prováděných důlních prací se stal vrch Peperk, na němž v době krále a císaře Karla IV, žďárský klášter údajně vlastnil stříbrný důl. Dolování však není doloženo žádným písemným, historickým dokladem. Podle pověsti vedl veškeré kutací práce horní mistr *Frendl ze Šlakhamru*. Existuje domněnka, že vrch Peperk může být také zaměněn s vrchem *Poperek*, či *Puchperk*, mezi Hesovem a Utínem u Havlíčkova Brodu, kde se doly na stříbrnou rudu v téže době průkazně nacházely [4]. Oba vrchy, výrazný Peperk u Šlakhamrů a nenápadný

Puchperk (*Buchberg* či *Poperek*) mezi Hesovem a Utínem, jsou od sebe vzdáleny vzdušnou čarou 12,5 km a je dosti nepravděpodobné, že by mohly být navzájem zaměněny.

Také v latinsky psané kronice žďárského kláštera *Cronica domus Sarensis*, pocházející z konce 13. století, je zpráva o tom, že do Žďáru přišlo ke stavbě kláštera kromě jiných mužů a žen z ciziny i z Moravy také mnoho horníků. Tito horníci těžili kromě železných rud také rudu stříbrnou. Patrně pod *Žakovou horou*, snad někde v místech kde je dnes *Stříbrná studánka*, a lze předpokládat, že část z nich mohla pracovat také v nedalekých dolech v blízkém okolí Peperku, či přímo na tomto vrchu. Vidíme tedy, že zprávy o počátcích těžby stříbrných rud v okolí Peperku, či přímo na jeho svazích, jsou neurčité a v mnohém se opírají jenom o tradici zachovanou v ústním podání.

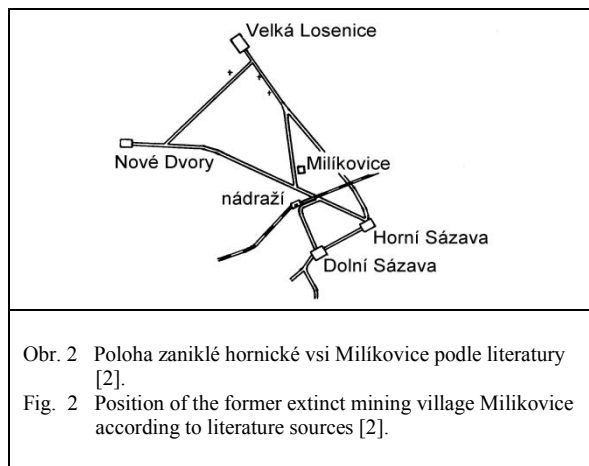


Obr. 1 Poloha vrchu Peperku 675 m n.m. a jeho blízkého okolí
Fig. 1 Position of the hill Bergwerk 675 m above the sea level and his vicinage

K průzkumu terénu v okolí vrchu Peperku, odběr vzorků a jejich analýza

Zaniklá hornická ves Milíkovice se nejspíše nacházela na mírném svahu skloněném přibližně k jihovýchodu, přímo nad soutokem dvou nepříliš vydatných potoků, a byla chráněna před převažujícími sz větry. V současnosti prochází přibližně stejnými místy kde stály Milíkovice silniční zkratka odbočující vpravo z původní staré silnice spojující Velkou Losenici s Horní Sázavou (**obr. 2**). Tato zkratka je napojena na novou silniční tepnu Velká Losenice - Sázava, a z ní cca po 100 m, za železničním mostem přetínajícím trať, odbočuje taktéž vpravo k železniční stanici *Sázava u Žďáru*. Dnes se přibližně v místech bývalých Milíkovíc nachází soukromý sad a na východním vodním toku jsou nově vybudované, kaskádovitě uspořádané, malé vodní nádrže [6].

Podrobně byl prohlédnut les v okolí cesty vedoucí ze Šlakhamrů, z místa označovaného jako *Konce světa*, který je na bývalé hranici mezi Čechami a Moravou, osadou Samotínem, tvořenou skupinou několika chalup, a vrcholem Peperku. Tato tři místa vymezují přibližně trojúhelníkovou oblast lesa. Na jižním až jihozápadním svahu Peperku pod vrcholem lze pozorovat mělké jámy, asi 3 až 5 m v průměru, se stopami po odvalech, avšak rozložené náhodně, nikoli orientovaně v tazích. Snad jde o stopy po kutacích jamách, avšak ani zdaleka nejsou tyto stopy tak přesvědčivé, jako například je tomu na lokalitách: Utín, Bartoušov, Česká Bělá, Stříbrné Hory, Simtany – na Havlíčkobrodsku, nebo Jezdovice, Přední radlický vrch, Valtínov – Havlova hora, Hybrálec aj. – na Jihlavsku a Dačicku, které až doposud byly prozkoumány.



Skalní hřeben Peperku je tvořen pyroxenickými rulami a kvarcity. Podle geologického průzkumu byl vytvořen procesy mrazového zvětrávání ve starších čtvrtohorách. Skalní stěna je asi 300 m dlouhá a je rozčleněna dvěma širokými depresiemi z nichž dnes vycházejí balvanové proudy a kde v nižších částech svahů s rozvrženými balvanitými pokryvy se objevují drobnější skalní výchozy.

Podrobný průzkum proběhl také na úpatí jihozápadního svahu Peperku pod vrcholem, který je dnes porostlý smrkovým lesem. Průzkum sledoval území západního svahu od železniční tratě až po *Losenický rybník*, kde jsou dnes dvě malé vodní nádrže. Potok který z nich vytéká byl sveden melioracemi do podzemí, podtéká louky a na povrch vytéká asi 200 m před železniční tratí, v místech kde zároveň končí les. Na okraji lesa, avšak ještě ve starém lesním porostu, lze v mírném jihozápadním svahu pozorovat místy až 4 m hlubokou, 5 až 7 m širokou a cca 200 m dlouhou přímou proláklinu – brázdu, vyvolávající představu kutací rýhy. Odval hlušiny z této brázdy či kutací rýhy byl vynášen převážně v jižním směru. Odval sestává z pyroxenických rul a kvarcitů, které obsahují žilky železných rud a křemene. Charakteristické vzorky železnorudných křemenců byly odebrány v množství cca do 250 g. Poloha brázdy byla orientačně zakreslena na obr. 3 a také byly pořízeny její snímky, jednak po svahu, jednak proti svahu Peperku (obr. 4 a 5).

Navzdory těmto nevýrazným stopám po bývalé prospekci a těžbě rudnin v dávné minulosti byly odebrané vzorky křemence z okolí vrcholových skal Peperku (vzorky 1a, 1b) podrobeny fázové difrakční analýze a orientační chemické analýze, a vzorky hornin odebraných z odvalu v místech označených jako brázda či kutací rýha (vzorek 2) byly podrobeny detailní chemické mikroanalýze a semikvantitativní poměrné analýze (SPA).



Analýzy a jejich výsledky

K fázové difrakční analýze a k analýze chemického byl použit rentgenový difraktometr PHILIPS–X'Pert ve spojení s energiově disperzním mikroanalýzátozem EDAX a elektronovým rastrovacím mikroskopem PHILIPS XL 10. Vzorky byly k analýze připraveny v práškové formě. Nejprve jejich rozdrčením na zrnitost do 5 mm a poté rozemletím v achátovém vibračním mlýnku na prášek o zrnitosti 1 až 50 μm .

Výsledky difrakčních analýz vzorků 1a, 1b odebraných z křemenců tvořících výplně rulových skal na Peperku jsou uspořádány v tabulce 1. Rozemletí označené v tab. 1 jako první mletí bylo krátkodobé (cca 3 h), rozemletí označené jako druhé mletí trvalo cca dvojnásobek prvního času. Z tab. 1 plyne, že mineralogické složení křemencových žil v rule vrcholových skal na Peperku je značně pestré, přičemž testem stanovené minerály obsahují ještě četné příměsové prvky uvedené v poznámce k této tab.1.

Výsledky analýz vzorku z místa označeného jako brázda

(kutací rýha) jsou uspořádány v tabulce 2, kde první tři

sloupce charakterizují průměrné složení horniny která obsahuje v hm. %: 47,47 O; 27,18 Si; 9,00 Al; 7,65 K; 2,01 Ca a 1,78 Fe (celkem 97,27 hm.%), přičemž v množství pod 1 hm.% obsahují 0,37 Mg, 0,75 P, 0,27 S, 0,17 Ti, 0,14 Ti, a z těžitelných polymetalických prvků 0,29 Pb, 0,38 Ag, 0,31Cu a 0,07 Zn, tj. toliko 1,05 hm.%.

Pokud jde vskutku o kutací rýhu, pak její obval dnes tvoří pouze hlušina bez primárních nerostů, obsahující prvky vázané pouze na akcesorické minerály (a.m.). Akcesorické minerály jsou takové, které se vyskytují v tak malém množství, že k nim není přihlíženo ani v chemickém složení ani ve stechiometrickém vzorci.

Tab. 1 Minerály vzorků z vrcholových skal na Peperku

Tab. 1 Minerals from the samples from top rocks on the hill Bergwerk

Vzorek	Fáze	Stechiometrický vzorec	Minerál	Standard
Vzorek 1a vrchol 1. mletí	1	KSi_3AlO_8	ortoklas	71-1540
	2	$\text{K}_4\text{Al}_4\text{Si}_{12}\text{O}_{32}$	adularia	71-0956
	3	$\text{Na}(\text{AlSi}_3\text{O}_8)$	albit (low)	72-1245
Vzorek 1a vrchol 2. mletí	1	KAlSi_3O_8	ortoklas	75-1592
	2	$\text{K}_4\text{Al}_4\text{Si}_{12}\text{O}_{32}$	adularia	71-0956
	3	$\text{K}(\text{Si}_{0,75}\text{Al}_{0,25})_4\text{O}_8$	mikroklín	77-0135
	4	$\text{Na}(\text{AlSi}_3\text{O}_8)$	albit (low)	72-1245
Vzorek 1b vrchol 1. mletí	1	KSi_3AlO_8	ortoklas	71-1540
	2	$\text{K}(\text{Si}_{0,75}\text{Al}_{0,25})_4\text{O}_8$	mikroklín	77-0135
	3	$\text{Na}(\text{AlSi}_3\text{O}_8)$	albit (low)	72-1245
	4	$\text{CaMgSi}_2\text{O}_6$	diopsid	71-1495
Vzorek 1b vrchol 2. mletí	1	KSi_3AlO_8	ortoklas	71-1540
	2	$\text{K}(\text{Si}_{0,75}\text{Al}_{0,25})_4\text{O}_8$	mikroklín	77-0135
	3	$\text{Mg}_2(\text{Si}_2\text{O}_6)$	enstatit	86-0431
	4	SiO_2	křemen	86-1628
Vzorek 2 Peperk kutací rýha	1	$\text{CaMgSi}_2\text{O}_6$	diopsid	71-1494
	2	$(\text{Fe}_{0,115}\text{Mg}_{0,885})(\text{FeO}_{0,383}\text{Mg}_{0,617})\text{Si}_2\text{O}_6$	ortoferosilit	85-0669
	3	SiO_2	křemen	05-0490
	4	$\text{Mg}_2(\text{Si}_2\text{O}_6)$	enstatit	86-0432
	5	$\text{Ca}(\text{Al}_2\text{Si}_2\text{O}_8)$	anortit	73-0264

Poznámky k tabulce 1: Testování proběhlo s využitím databáze práškových údajů PDF3: ICDD - JCPDS Pennsylvania, USA 2000, - testem identifikované minerály byly seřazeny do tabulky podle klesající intenzity jejich difrakčních spekter; základní difrakční spektra jednotlivých vzorků hlušiny byla v databázi ÚMI FSI VUT v Brně archivována k případné kontrole. Lokálně, v mikroskopické formě byly v práškových částicích minerálů v tab.1 detekovány spolehlivě nad mezí detekovatelnosti zjištěny prvky: Zr, Ag, Ni, Cu, Ta, Zn, Bi. V žilném křemenci (vrcholových skal) byly zjištěny prvky: Ag, Ba, Gd, Cu, Zn, Bi V odvalu na úpatí: Zr, Ag, Ni, Cu, Ta, Zn, Bi. Testování difrakčních spekter realizoval na základě stanoveného chemického složení vzorků RNDr. Antonín Buchal, CSc., jemuž autorský kolektiv příspěvku upřímně děkuje.

Tab. 2 Chemické složení práškového vzorku 2 z brázdy - kutací rýhy na svahu

Tab. 2 Chemical composition of powdery sample 2 from the trench (waste bank from the former mining)

Analýza			Analýza		
1. průměrné chemické složení [hm.%]			2. semikvantitativní poměrná (SPA) mikroanalýza částic práškového vzorku		
Prvek	x	sx	Prvek	[mg/kg]	$x_{\max}$ [hm.%]
O	47,47	0,64	La	0,000611	0,004781
Na	2,18	0,51	Th	0,000780	0,006103
Mg	0,37	0,32	Co	0,00489	0,038262
Al	9,00	0,09	Cl	0,0123	0,096243
Si	27,18	0,65	Sm	0,0268	0,209700
P	0,75	0,17	Mn	0,0438	0,342718
S	0,27	0,10	Zn	0,0466	0,364627
Pb	0,29	0,29	Al	0,0522	0,408445

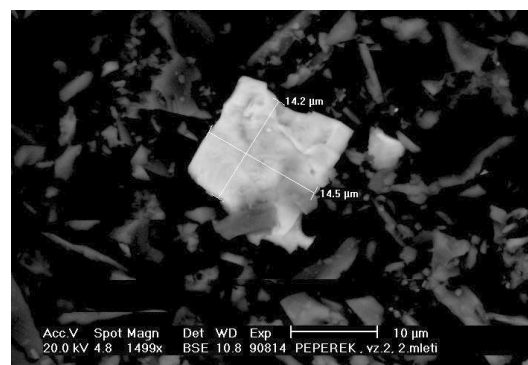
Ag	0,38	0,07	Mg	0,0685	0,535986	1,05
K	7,65	0,38	Ag	0,0811	0,634576	7,24
Ca	2,01	0,10	P	0,0986	0,771507	4,71
Ti	0,17	0,22	Cu	0,114	0,892006	2,27
Mn	0,14	0,14	Na	0,143	1,118920	4,48
Fe	1,78	0,23	Ca	0,157	1,228465	7,92
Cu	0,31	0,38	Ti	0,178	1,392782	5,79
Zn	0,07	0,12	Pb	0,242	1,893557	8,40
suma	100,00	0,00	K	0,275	2,151769	9,31
at. číslo	12,13		Fe	0,346	2,707317	6,59
			Zr	0,545	4,264416	51,23
			S	0,624	4,882560	11,36
			Bi	1,09	8,528831	51,37
			Si	1,29	10,093755	27,06
			O	2,90	22,691386	49,66
			Ba	4,44	34,741295	53,18
				12,78018	100,000000	

Poznámky: x značí množství prvku v hm. %, s_x značí směrodatnou odchylku množství prvku, $x_{\max}$ značí maximální změřenou koncentraci prvku v souboru 21 částic při SPA mikroanalýze částic; průměrná plocha souboru 21 mikročástic $23,26 \mu\text{m}^2$; průměrné atomové číslo souboru 21 mikročástic je 31,58.

Semikvantitativní poměrná mikroanalýza částic práškového vzorku je založena na výběru mikroskopických částic prášku v zobrazení zpětně odražených elektronů - BSE. Jestliže prohlédneme práškový vzorek v zobrazení BSE, potom částice obsahující prvky o větším atomovém čísle než je průměrné atomové číslo analyzovaného vzorku se zobrazí zřetelně vyšším jasnem. Tyto částice lze poté vybrat a také analyzovat, tj. stanovit jejich chemické složení a také získat snímek. Chemické složení k analýze vybraných mikročástic je registrováno formou matic, která umožňuje stanovit a posoudit parciální korelační vztahy vybraných dvojic prvků v mikroskopických částicích. Například v daném konkrétním případě vztah barya a síry, olova a síry, železa a síry, ale též železa a stříbra aj., a posoudit tak akcesorické minerály, které mohou koexistovat ve vzorcích odebraných z odvalů, kde očekáváme již vytříbenou rudninu či pouhou hlušinu. Tak například testem vztahu mezi baryem a sírou a dalšími dvojicemi prvků získáme z výpočtové matice SPA korelační koeficienty $r_{\text{Ba-S}} = 0,9940$; mezi olovem a sírou $r_{\text{Pb-S}} = 0,4262$, mezi železem a sírou $r_{\text{Fe-S}} = 0,9618$, mezi železem a stříbrem $r_{\text{Fe-Ag}} = 0,5892$, mezi mědí a sírou $r_{\text{Cu-S}} = 0,8716$, mezi mědí a železem $r_{\text{Cu-Fe}} = 0,8422$ aj. Takto stanovené vzájemné korelační vztahy dvojic prvků jsou významné vesměs na hladině spolehlivosti lepší než 0,1. V obvlech kutací rýhy lze takto na podkladě parciálních korelačních vztahů s jistou pravděpodobností předpokládat existenci akcesorických, zbytkových minerálů barytu BaSO_4 , anglesitu PbSO_4 , pyritu FeS_2 , argentitu AgS , ale též chalkosinu Cu_2S a chalkopyritu CuFeS_2 .

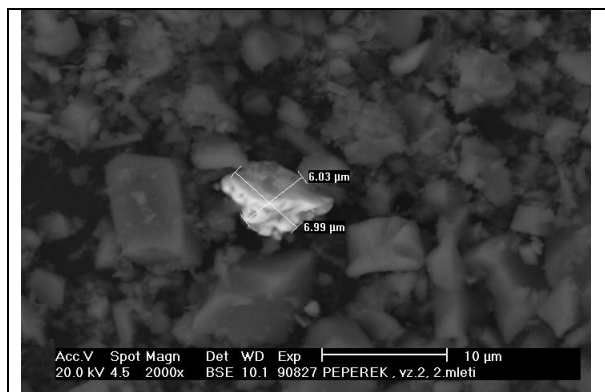
Jako příklady mikroanalýz bylo vybráno pět mikročástic na obr. 6 až 10. Částice obsahovaly jako prvky

stanovené semikvantitativní poměrnou mikroanalýzou (SPA) baryum, křemík, zirkonium, bizmut, měď, zinek a také stříbro Ag v mezích hm.% 0,54 až 7,24 Ag. Statistickou významnost vybraných dvojic prvků v zobrazených částicích bylo možno posoudit cestou parciálních korelačních vztahů. Například stříbro v mikročásticích významně koreluje s baryem, $r_{\text{Ba-Ag}} = 0,5692$, přičemž baryum koreluje též velmi těsně s olovem $r_{\text{Ba-Pb}} = 0,9940$, avšak mezi olovem a stříbrem byl nalezen nevýznamný korelační vztah $r_{\text{Pb-Ag}} = 0,2888$ (obr. 6 a 9) Nejvyšší analyticky stanovený obsah stříbra 7,24 hm.% v mikročásticích je svázán s křemíkem a korelační vztah obou prvků je velmi těsný $r_{\text{Si-Ag}} = 0,6240$ (obr. 10). Bizmut v mikročásticích koreluje těsně s olovem (obr. 7) $r_{\text{Bi-Pb}} = 0,8090$, avšak jeho korelační vztah ke stříbru v mikročásticích je záporný $r_{\text{Bi-Ag}} = -0,0369$. Zirkonium koreluje se stříbrem nevýznamně $r_{\text{Zr-Ag}} = 0,1786$ a jejich vztah ve vzorku na obr. 8 lze pokládat jako náhodný.

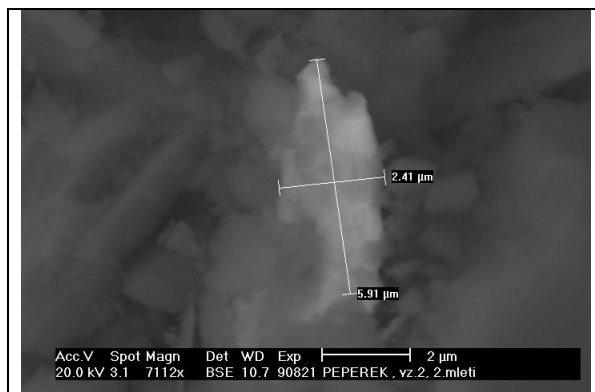


Obr. 6 Mikročástice vzorku 2 z odvalu obsahující v hm.% 53,18 Ba; 6,41 S; 0,93 Pb; 8,70 Si; 0,69 Cu; 0,15 Zn a 0,41 Ag.

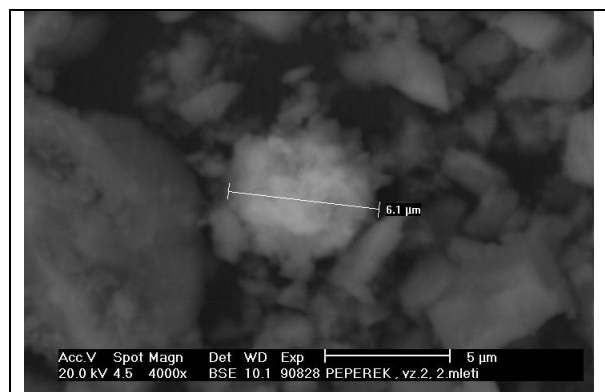
Fig. 6 Micro-particles of the sample 2 from the waste bank containing in wt.%: 53.18 Ba; 0.93 Pb; 8.70 Si; 0.69 Cu; 0.15 Zn and 0.41 Ag.



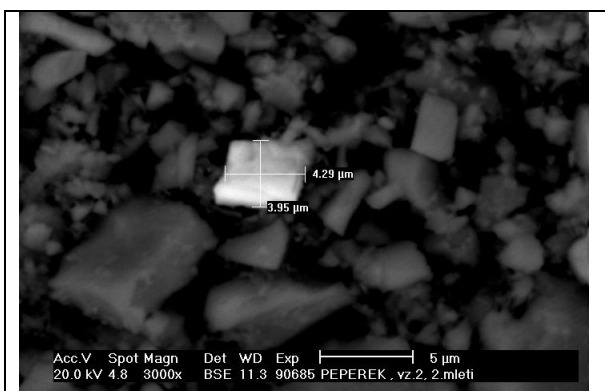
Obr. 7 Mikročástice vzorku 2 z obvalu obsahující v hm.% 47,66 Bi; 0,00 S; 7,18 Pb; 5,53 Si; 1,40 Cu; 0,61 Zn a 0,54 Ag.
Fig. 7 Micro-particles of the samples 2 from the waste bank containing in wt.%: 47.66 Bi; 0.00 S; 7.18 Pb; 5.53 Si; 1.40 Cu, 0.61 Zn and 0.54 Ag.



Obr. 10 Mikročástice vzorku 2 z obvalu obsahující v hm.% 23,41 Si; 0,00 S; 0,00 Pb; 1,38 Fe; 0,17 Cu; 0,00 Zn a 7,24 Ag.
Fig. 10 Micro-particles of the samples 2 from the waste bank containing in wt.%: 23.41 Si; 0.00 S; 0.00 Pb; 1.38 Fe; 0.17 Cu; 0.00 Zn a 7.24 Ag.



Obr. 8 Mikročástice vzorku 2 z obvalu obsahující v hm.% 51,53 Zr; 0,57 S; 0,00 Pb; 3,10 Si; 1,18 Cu; 0,71 Zn a 0,78 Ag.
Fig. 8 Micro-particles of the sample 2 from the waste bank containing in wt.%: 51.53 Zr; 0.57 S; 0.00 Pb; 3.10 Si; 1.18 Cu, 0.71 Zn and 0.78 Ag.



Obr. 9 Mikročástice vzorku 2 z obvalu obsahující v hm.% 43,65 Ba; 11,36 S; 1,37 Pb; 3,15 Si; 0,44 Cu; 0,00 Zn a 0,84 Ag.
Fig. 9 Micro-particles of the samples 2 from the waste bank containing in wt.%: 43.65 Ba; 11.36 S; 1.37 Pb; 3.15 Si; 0.44 Cu; 0.00 Zn and 0.84 Ag.

Závěr

Terénním průzkumem oblasti mezi osadou jmenovanou Šlakhamry, Samotín, lokalitou Nový Dvůr, včetně okolí vrchu Peperku a jeho jižních a západních svahů až po osadu Velká Losenice se nepodařilo nalézt naprosto přesvědčivé stopy po prospekci a těžbě polymetalických rud, se kterými je tato část území převážně podle ústní a zčásti písemně doložené tradice svázána.

Tradice dolování a zpracování polymetalických Pb-Cu-Zn-Ag rud je spojována s hornickou vsí Milíkovice a s těžbou i zpracováním těchto rud v blízkém okolí vrchu Peperku. Na základě terénního průzkumu byl na jižním svahu Peperku vybrán úsek tvořený brázdou, podobnou kutací rýze.

Vzorky křemičité horniny odebrané z křemencové výplně žil vrcholových skal Peperku a z obvalů brázdy podobné kutací rýze byly podrobeny rozboru metodikou semikvantitativní poměrné analýzy. Z prvků, které tvoří složky polymetalických rud byly v obvalu brázdy, kutací rýhy metodikou SPA stanoveny v [mg/kg] $\equiv$ [g/t]: nejméně 4,44 barya, 0,242 olova, 0,114 Cu, 0,0811 Ag a 0,0466 Zn. Ve středověku to představovalo racionálně těžitelná množství kovů. Průzkumem terénu nebyly nalezeny žádné stopy hutnického zpracování polymetalické rudniny.

Poděkování

Tato práce byla realizována v rámci projektu NETME Centre financovaného z Operačního programu výzkum a vývoj pro inovace, který je spolufinancovaný ERDF (European Regional Development Fund) reg. č. projektu CZ.1.05/2.1.00/01.0002. Část prací proběhla též v rámci projektu GAP107/11/1566, jemuž je autorský kolektiv také zavázán svou vděčností.

Literatura

- [1] PŮŽA, F.: Kronika Příbyslavská. Nákladem Společenstva různých živností. Příbyslav 1914, 412 s.
- [2] NĚMEC, V.: Osudy lidí pod Peperkem. Okresní výbor Čs. strany lidové. Žďár nad Sázavou 1989, 130 s.
- [3] KŘEŠTAN, H., ČERNÝ, M., LEDVINKA, F., SOBOTKA, J. aj.: Svazek obcí pod Peperkem. Žďár nad Sázavou 2000, 50 s.
- [4] PAŘÍZEK, J.: Dobývání nerostných surovin v okrese Žďár nad Sázavou a okolí. Horácké muzeum, Nové Město na Moravě 2000, 68 s.
- [5] JURMAN, H.: Žďársko. SURSUM, Tišnov 1998, 208 s.
- [6] PTÁČEK, Jindřich (*1971); osobní sdělení dne 22. 4. 2006, při rozsáhlých výkopových pracích, které zde proběhly v souvislosti s úpravami rybníků, se založením sadu a se stavbou rekreační chaty, nebyly nalezeny žádné pozůstatky (stopy - úlomky keramiky, předmětů aj.) po zaniklé vesnici. Tradice uvádí, že v hornické vsi Milíkovice stávaly jen dřevěné domy.
- [7] STRÁNSKÝ, K., JANOVÁ, D., POSPÍŠILOVÁ, S., DOBROVSKÁ, J.: Poměrná semikvantitativní mikroanalýza těžkých kovů v horninách, struskách a rudách. Hutnické listy 2009, LXII, č. 3, 84-89. ISSN 0,018-8069.
- [8] STRÁNSKÝ, K., JANOVÁ, D., POSPÍŠILOVÁ, S., DOBROVSKÁ, J.: Možnost poměrné semikvantitativní mikroanalýzy v horninách, rudinách a struskách. Slévárnictví 2009, LVII, č. 7-8, s.268-270.
- [9] MEDENBACH, O., SUŠIECKOVÁ-FORNEFELDOVÁ, C.: Minerály. Knižní klub, k. s. & Ikar. Praha 1995, 287 s. ISBN 80-7176-207-5 Knižní klub, ISBN 80-85830-97-3 Ikar. (doplňující poznámky k textu příspěvku: *Kvarcit* (*kvarcit* = křemenec) vznikl usazením křemenných zrn a jejich následným zpevněním křemítem tmelem. *Pyroxeny* - ve skupině je řada druhů tmavých nerostů, které jsou součástí tmavých, bazických hornin. Jsou to například: *diopsid*, *hedenbergit*, *augit* a *egirin*, dále *enstatit*, *bronzit*, *hypersten*, *augit*, lišící se barvou od zelené, hnědé, narůžovělé až po červenohnědou. *Rula* - jde o přeměněnou horninu, jejíž podstatnou součástí je *křemen*, *živce* (*ortoklas*, *plagioklas*) a *slída* (*muskovit*). Dále může obsahovat různé nerosty - *grafit*, *cordierit*, *granát* a *silimanit*).
- [10] MURDOCH, J., BARNES J.A.: Statistical Tables for Science, Engineering, Management and Business Studies. Macmillan, 2nd edition. Cranfield, 1970, 40 s.

Sto let výroby oceli v Nové ocelárně ve Vítkovicích (EVRAZ VÍTKOVICE STEEL)

Ing. František Hromek, Ostrava

Rok 2013 je pro VÍTKOVICE a.s. a EVRAZ VÍTKOVICE STEEL a.s. připomínkou několika významných výročí:

r.1828 - 185. výročí od rozhodnutí olomouckého arcibiskupa Rudolfa zřídit nové železářny v blízkosti obce Vítkovice, která v té době měla pouze 27 domů se 157 obyvateli.

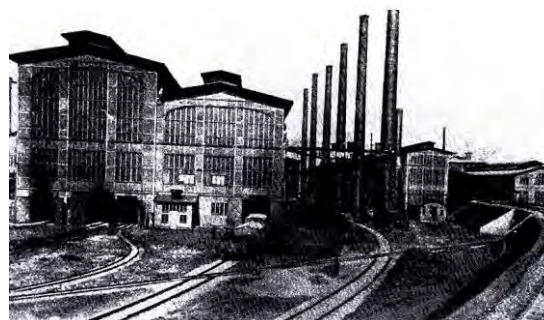
r.1843 - 170. výročí od odkoupení železáren S.M.Rothschildem za 321 500 zlatých. Vídeňský bankéř byl od r.1836 v čele finanční skupiny pro výstavbu Severní dráhy Ferdinandovy vedoucí z Vídně do Bochnie. Při výstavbě železnice se počítalo s dodávkou hutního materiálu právě z Rudolfovy hutě.

r.1873 - 140. výročí od založení Vítkovického horního a hutního těžištvu (VHHT). Vstup bratří Villiama a Davida Gutmannových do společnosti. Souběžně s tím byla ve Vídni založena „První Rakousko-Uherská vysokopeční společnost“ – Žofinská huť situovaná mezi Vítkovicemi a Ostravou. Společníky se stali bratři Gutmannové, Rothschild, Larisch-Mönnich a spíšský hrabě Andrassy.

r.1883 - Zahájena výroba bezešvých trubek ve Vítkovicích.

r.1913 - Zapálena první Talbotova pec v Nové ocelárně – dnešní EVRAZ VÍTKOVICE STEEL. K této době se vztahuje podoba závodu na obr. 1.

Tento článek je zaměřen na stoletou historii Nové ocelárny. S tímto provozem byl autor příspěvku aktivně spojen po dobu téměř 40 let.



Obr. 1 Nová ocelárna ve Vítkovických železárnách, pohled z r. 1913

Historie Nové ocelárny je až do roku 1973 podrobně popsána v publikacích [1, 2]. Zde je třeba si připomenout že od roku 1948 nebylo možné zveřejňovat ty události, které nezapadaly do vývoje hutnictví jako jednoznačně pozitivní kroky a mohly být posuzovány veřejností jako chybná rozhodnutí státních a stranických orgánů. Nastupující generace hutních inženýrů a techniků má právo na objasnění některých kroků, jež se mohou při nedostatku informací jevit jako chyby tehdejších vedoucích pracovníků a projekčních organizací. Řada kroků, která se z dnešního pohledu jeví jako chybné, však byla zapříčiněna špatnými politickými rozhodnutími.

1. Výroba oceli v Dolní oblasti Vítkovic

Před rozhodnutím o vybudování Nové ocelárny byla veškerá hutní výroba soustředěna v dnešní Dolní oblasti VÍTKOVICE, a.s. V roce 1884 zde byly postaveny 2 Bessemerovy konvertory o obsahu 10 a 13

t a k tomu postupně 5 SM pecí. Byl zaveden světově proslulý duplexní výrobní pochod přeléváním předžukněného železa do 3 Siemens-Martinských pecí (SM) pracujících v cyklech. Z celkové výroby oceli 204 468 t v období 1908/1909 bylo duplexním procesem vyrobeno 157 558 t, tj. 77,5 %.

Doslovný hlad po ocelových výrobcích přiměl vedení společnosti k modernizaci a přestavbě válcoven, počínaje výstavbou nové kolejnicové tratě v r.1880. Provoz válcoven byl rozdělen na válcovny I a válcovny II. Válcovny I byly vybaveny těmito tratěmi: pancéřová trať duo 4,5, bloková, později přibyla druhá bloková trať, kolejnicová trať, hrubá plechotrať I a II, univerzální trať, střední a jemná plechotrať. Válcovny II byly vybaveny těmito tratěmi: střední a jemná plechotrať, druhá jemná profilová trať z r.1884, druhá střední trať z r.1893, později ještě 2 jemné tratě a střední tratě. Po roce 1909, tedy v době již zahájené výstavby nových válcoven byla provedena elektrifikace všech pohonů válcovacích stolic. V roce 1895 bylo dosaženo sumární výroby válcovaného materiálu 126 000 t.

Neustále se zvyšující objednávky hutního materiálu ze strany rozvíjející se dopravní infrastruktury, energetických závodů, těžebních závodů a zbrojního průmyslu uspíšily rozhodnutí o přenesení výroby oceli a válcoven do nově budovaného závodu a uvolnění prostoru v dolní oblasti ponechat pro další rozvoj prvovýroby (koksovy, aglomerace, vysoké pece).

2. Příprava a realizace výstavby Nové ocelárny

Studium vybrané technologie výroby oceli v talbotových pecích započalo návštěvou ředitele Holze v závodě Pencoyd u Filadelfie, USA v roce 1901, kde byla výroba touto technologií provozována od roku 1894. Po rozsáhlých úvahách, propočtech a hodnoceních této technologie výroby oceli bylo přikročeno ke zpracování projektové dokumentace a zahájení výstavby ocelárny. Projektčně realizační tým vedl vedoucí provozu ocelárny Justus Hoffmann.

Projekt zahrnoval výstavbu dvou Talbotových pecí (TP), z nichž jedna pracovala jako 300 t aktivní mísič surového železa a druhá měla obsah kovu 200 t. Dále 3x SM pece po 60 t a jedna sklopná 60 t pec typu Wellmann. První sklopná Talbotova pec byla zapálena právě před sto lety 20.2.1913. Již 14.4.1913 byla uvedena do provozu další Talbotova pec, provozovaná jako mísič.

V rychlém sledu následovala výstavba dalších pecí:

- Wellmannova pec č.4 24.4.1913
- SM č. 3 24.6.1913
- SM č. 2 5.10.1913
- SM č. 1 25.7.1914

Téhož dne byl v monarchii vyhlášen válečný stav. Výstavba však pokračovala nesníženým tempem:

- Wellmannova pec č. 4, zvětšen obsah na 100 t 31.3.1915

- TP č. 2 12.2.1915

- TP č. 3 13.3.1915

Tato sestava pecí umožňovala výrobu potřebného sortimentu ocelí pro nově budované válcovny a aktivní mísič zajišťoval dostatečnou rezervu tekutého železa při případných přepravních potížích při velké vzdálenosti vysokých pecí.

V roce 1914 byly postaveny rovněž dvě elektrické obloukové pece o obsahu 3 a 6 t typu Heroult–Lindenberg, menší pro přetavbu FeMn a větší pro výrobu legovaných ocelí. Podrobný popis ocelárny je uveden ve zmíněné literatuře.

Po ukončení první světové války v říjnu roku 1918 byla skladba pecí následující:

- 3 x SM pece 60 t
- 1 x Wellmannova pec sklopná 100 t
- 4 x TP 200 t

V roce 1921 musel odejít z ocelárny vedoucí provozu říšský Němec Kerl a vedoucím se stal Alfred Rotter, který významně přispěl k postupné modernizaci ocelárny až do roku 1945. Tehdy se vedoucím ocelárny stal první Čech Ing. Kašpar, pozdější profesor a vedoucí na katedry ocelárenství VŠB v Ostravě.

Přehled modernizačních kroků v té době:

- v r.1924 byl zvětšen obsah SM č. 1 na 70 t a zavedeny hlavy systému Moll ,
- všechny TP byly při větších opravách zvětšeny na 250 t
- v r. 1928 byla Wellmannova pec zvětšena na 140 t
- v r.1928 byla další Wellmannova pec zvětšena na 140 t
- v r.1929 byla SM č. 3 rekonstruována na sklopnou Wellmannovu pec 180 t
- v r. 1943 byla uvedena do provozu TP č. 9 a kapacita ocelárny se zvýšila na 830 000 t/r.

3. Poválečné období po roce 1945

Pro správné hodnocení poválečného vývoje Nové ocelárny je nezbytné předestlat, že již ve 30.letech usilovalo zastupitelstvo města Ostravy o zrušení hutní výroby a její vymístění mimo zastavěnou městskou oblast. Protokol o dislokaci hutních provozů byl podepsán generálním ředitelem VHHT Dr. Federerem a ostravským starostou Prokešem. Uložen je v městském archivu. Byl zpracován projekt výstavby nového hutního komplexu Süd Bau (Jižní stavba) – dnešní kunčický MittalSteel Ostrava, jehož realizace byla tedy zahájena během již II.světové války v r.1944. Nový závod měl plánovanou kapacitu 2 mil. t oceli ročně. Po r.1945 byly rozestavěné objekty zahrnuté do

nového národního podniku NHKG. Dohoda ve výše uvedeném protokolu byla vždy investičním odborem a útvarem územního plánu města Ostravy využívána proti VŽKG při pozdějších snahách podniku o modernizaci výroby oceli, ať už to byla výstavba konvertorové ocelárny v r. 1961 nebo snaha o zásadní řešení životního prostředí ve městě rušením tandemových pecí náhradou za konvertorový proces OXYVIT po r.1981. Ale k tomu ještě dále.

Válkou rozvrácené národní hospodářství a obnova zničených závodů, městských objektů a dopravní infrastruktury vyžadovaly mnoho ocelových výrobků, a proto zrušení vítkovických hutních provozů nepřicházelo do úvahy. O to více bylo nepochopitelné, proč se město nezasadilo o modernizaci této výroby a to především s ohledem na životní prostředí.

Již v roce 1947 byla uvedena do provozu TP č.10. To umožnilo dosažení nejvyšší výroby oceli od r.1943 a to 813 822 t/r. Koncem roku 1949 byl zprovozněn v přístavbě pecní haly misič surového železa 1000 t. Popis všech prováděných modernizačních opatření v tomto období přesahuje rozsah článku, a proto dále jen stručně.

Rozvoj energetiky a chemického průmyslu si vyžádal výrobu supertěžkých kovárenských ingotů. V roce 1956 byl odlit rekordní 180tunový kovárenský ingot.

Poválečná ztráta švédských rudných dolů měla zásadní vliv na skladbu a jakost vysokopecní výroby. Výroba surového železa se zvýšeným obsahem fosforu byla omezena, snížila se jakost strusek pro výrobu thomasovy moučky. Náhrada přidáváním apatitu byla ekonomicky pochybná a skončila neúspěchem.

Sovětský poradce S. I. Malyšev po vzoru závodu AZOVSTAL zavedl tzv. trojtavby na Talbotových pecích, čímž prakticky skončila technologie výroby talbotovým pochodem.

V 50. letech byla prováděna intenzifikace výroby vháněním čistého kyslíku trubkami na hladinu surového železa v pánvi. Bylo sice dosaženo jeho předzkujnění, ale se škodlivým dopadem na životní prostředí vývinem značného množství červeného dýmu. V roce 1955 byla zprovozněna nová kyslíkárna hutního kyslíku na vysokopecním závodě a v ocelárně byl hutní kyslík zkoušen pro obohacování vzduchu v regeneračních komorách, jeho dmýchání do plamene v pecních hlavách a rovněž jeho dmýchání trubkami přímo do lázně roztaveného kovu.

Plynové generátory byly v 60. letech minulého století zrušeny a generátorový plyn byl nahrazen směsným plynem (koksový a vysokopecní plyn). Zvýšení tepelného příkonu si vyžádalo konstrukční změny hořáků a postupný přechod od dinasových kleneb na celobazické CrMg vyzdívky v r.1962.

Od roku 1959 byly postupně přestavěny pece SM 1 – SM 3 na olejové pece typu MAERZ o obsahu 75 t. V r.

1962 byla pec TP č.10 přestavěna na vytápění olejem, totéž bylo provedeno u pece TP č.9 v roce 1965. Téhož roku byla Wellmannova pec č.4 přestavěna na SM pec MAERZ 75 t. Při přestavbách pecí došlo k rozsáhlým modernizačním akcím i ve vybavování pecních velinů novou řídicí, regulační a měřicí technikou.

Všechna tato modernizační opatření však nemohla zajistit významné zlepšení ekonomických parametrů ve srovnání s ocelárnami provozujícími vysokokapacitní pecní agregáty a už vůbec ne nastupující výrobní pochode v LD kyslíkových konvertorech.

Doslova osudným bylo pro Novou ocelárnu zrušení vysoce rozestavěné konvertorové kyslíkové ocelárny (KKO) na straně městské čtvrti Hulváky v roce 1961. Tato moderní ocelárna byla projekčně připravována od roku 1958 s nepatrným zpožděním za světovým trendem. Šlo tedy o bezprecedentní politické rozhodnutí stranických a vládních orgánů a bylo to gesto ve prospěch rozestavěné ocelárny ve VSŽ Košice, když několik let předtím zkrachovala sověty prosazovaná výstavba HUKO Košice. Negativní roli zde sehrálo i zastupitelstvo Ostravy, které bylo donuceno přijmout usnesení o zastavení výstavby ze zástupných důvodů vycházejících z obav o znečišťování ovzduší ve městě. To byla vykonstruovaná lež a nesmysl, neboť tato ocelárna měla být poprvé od r.1830 vybavena účinnou čistírnou plynu. Autor osobně jako nastupující nový vedoucí ocelárny v listopadu 1962 převzal od svého předchůdce Ing. Jeníka šrotovací protokol kyslíkové ocelárny, znějící na částku více jak 350 mil. Kčs. Do Košic byla předisponována plynočistírna Lurgi a kyslíkárna Linde.

Následující období bylo velice složité. Vedení závodu a podniku plánovalo výstavbu moderní jednostolicové válcovny tlustých plechů kvarto 3,5 m s výrobní kapacitou 500 k t/r, která měla nahradit zastaralé válcovny plechu 2,3 a 3,2 trio.

4. Zavedení výroby oceli v tandemových pecích

V této souvislosti dostala Nová ocelárna zadání co nejdříve připravit náhradní výrobní pochod, který by zajišťoval zvýšení výrobní kapacity ocelárny z 1 mil.t/r na 1,6 mil. t/r. Přitom je třeba mít na paměti, že ocelárna byla dispozičně projektována na cca 750 – 800 k t/r. V odborné literatuře byla zmínka o provozu dvounístějových pecí v ocelárně ISCOR v Pretorii, JAR. Přímý kontakt s touto ocelárnou byl znemožněn zákazem OSN k navazování hospodářské spolupráce z důvodů apartheidu .

Ve spolupráci s vlastními podnikovými projekčními a konstrukčními složkami proto řešitelský kolektiv pod vedením autora tohoto článku připravil provozní zkušební provoz s touto technologií, a to úpravou Wellmannovy pece č.3 před její rekonstrukcí na pec MAERZ 75 t. Přezděním vnitřního prostoru byly vytvořeny dvě nístěje s dvěma odpichovými otvory,

přechodovým kanálem mezi nístěji, dospalovací otočnou tryskou a dvěma stropními kyslíkovými tryskami. Pokusný provoz byl z hlediska metalurgie pochodu velmi úspěšný. Závadou byl značný únik červenohnědých dýmů pecním komínem. Proto byla v rekordním čase instalována mokrá venturiho plynočistiřna. Při pokusných tavných byli přítomni i kolegové z ocelárny NHKG, kteří o tento pochod rovněž projevovali hluboký zájem. Pro získání výkresové dokumentace od společnosti ISCOR byla po dohodě obou podniků zvolena švýcarská firma MAERZ Ofenbau A.G., Zürich.

První dvounístějová pec (dále tandemová pec) TM č.2 byla vybudována na místě zrušené TP č. 8 v r. 1967. Záběhový provoz pece ukázal celou řadu konstrukčních problémů, ale to se u nově zaváděných technologií stává. Muselo být zcela nově konstrukčně řešeno zasouvací zařízení primárních trysek, jejich tvar, konstrukce výměnných pecních panelů a podobně. Hlavním problémem však zůstal únik červených dýmů z pecního prostoru při otevřených pecních dvířkách během sázení šrotu a přísad. Zkoušela se velkokapacitní sázeční koryta, která se však neosvědčila z důvodů odlišného dopravního systému než byl realizovatelný v ocelárně NHKG. Autor článku vypracoval podrobnou zprávu o záběhovém provozu s poukazem na neřešitelnost těchto hygienických problémů s doporučením na konečné řešení, a to výstavbou kyslíkových konvertorů v nové hale na straně šrotiště ocelárny a v prostoru stávající míšicové haly. S ohledem na přípravu stavby válcovny kvarto 3,5 však nebyl autorův návrh vedením podniku akceptován.

V roce 1968 byly zrušeny TP č. 5 až 7 a vybudována TM č. 1. V roce 1970 následovala výstavba TM č. 0. Po srpnových mocenských událostech roku 1968, kdy autor se vstupem cizích armád na území ČR vyjádřil nesouhlas, byl z funkce vedoucího ocelárny odvolán a pracoval jako oborový inženýr pro ocelárny až do r.1989.

V hrubé výrobě oceli bylo dosaženo již v roce 1972 výsledku 764.067 t oceli, což bylo 52 % celkové výroby oceli v podniku při výkonu 47,21 t/h a spotřebě kyslíku 51,4 m³/t. Úplné vlastní náklady činily 1634,68 Kč/t, VOC ingotů dosahovala hodnoty 1589,26 Kč/t.

Přestože bylo v roce 1973 dosaženo hrubé výroby oceli 1,5 mil. t/r a byla provedena celá řada technicko-organizačních opatření, nepodařilo se odstranit exhalace červenohnědých dýmů z pecní haly do okolí ocelárny, za což bylo vedení podniku permanentně kritizováno. Tato koncepce ocelárny neumožňovala zavedení sekundární metalurgie oceli a už vůbec ne zařízení pro plynulé odlévání oceli.

5. Výzkum, příprava a realizace projektu OXYVIT

Vedení závodu 2, v níž byla Nová ocelárna provozovaná, zadalo v r.1972 zpracování projekční studie výstavby konvertorové kyslíkové ocelárny (KKO) pro výrobu přes 2 mil.t/r, umístěnou v těsné blízkosti pecní haly. V uvolněných prostorách byla situována technologie mimopecního zpracování oceli a kontilití. Investiční náklady asi 1,2 mld..Kčs byly předmětem jednání na úrovni GRHŽ a vlády ČR, avšak bez výsledku. Situace se dále zkomplikovala po vzniku koncernu VÍTKOVICE od 1.1. 1979, jako hutnicko-strojírenského komplexu. Gesce za hutní výrobu zůstala však na GRHŽ a navíc generální ředitel koncernu VÍTKOVICE Ing. Rudolf Peška podepsal vynucenou dohodu, že nebude usilovat o výstavbu KKO.

Exhalace dýmu z pecní haly byla již neudržitelná a bylo nezbytné provést zásadní změnu technologie výroby. V důsledku nevýhodných závazků podnik i koncern se ukázalo, že jedinou cestou bylo řešení z rozvojových prostředků.

Společně s prof. Ing. Theodorem Myslivcem, CSc. navrhl autor již v roce 1974 vedení koncernu vyzkoušet v rámci podnikového úkolu RVT technologii spodního dmýchání kyslíku dnem nádoby s obalovým plynem. V nezvykle krátkém čase řešitelský tým vyrobil konvertor úpravou sklopné slévárenské pánve. Garantem za technologii byl Výzkumný ústav metalurgický VÍTKOVICE (VÚM), za strojírskou část to byly technické útvary podniku a konstrukce strojírských závodů. Řízením výzkumného úkolu byla pověřena odborná skupina pod vedením prof. Myslivce. Po jeho předčasném úmrtí byl řízením pověřen autor, a to po celou dobu řešení úkolu. Pokusné tavnice na 800kg konvertoru byly úspěšné, a proto bylo rozhodnuto o vybudování poloprovozního pokusného konvertoru o obsahu 3 t se spodním dmýcháním v poloprovoze VÚM, vybaveném potřebnou řídicí a regulační technikou a hlavně účinnou plynočistiřnou konvertorového plynu. Navazující oborový úkol RVT probíhal velmi úspěšně, bylo vyrobeno více jak 800 taveb o hmotnosti 3 t, odlitých do brambových ingotů a proválcovaných na válcovně kvarto 3,5 v závodě 2. Výstupem tohoto oborového úkolu byla projektová a výrobní dokumentace pro výstavbu konvertoru OXYVIT K I s obsahem 75 t v nové konvertorové hale situované v prostoru zrušené míšicové haly. Součástí dokumentace byla i tlaková propanová stanice, účinná plynočistiřna, mlýnice vápna, velín s výpočetní a regulační technikou, ventilové stanice kyslíku a dusíku, bezkolejová doprava strusky a další zařízení. To vše v rámci souběžně řešeného státního úkolu RVT „Výrobní pochod OXYVIT“. Vypracováním projektu konvertorové ocelárny – I. částí byl pověřen Hutní projekt Ostrava.

První tavnice na provozním konvertoru 75 t se uskutečnila 28.9.1981 (obr. 2). Nutno podotknout, že bez osobního vlivu generálního ředitele Ing. Pešky v tehdejší politické struktuře (byl členem všemocného

ÚV KSČ) by se celý záměr přestavby ocelárny asi nepodařilo prosadit. Ale to byl obvyklý systém praktikovaný již od 50. let minulého století (viz HUKO, VSŽ Košice, Poldi DŘÍŇ atd.). Přesto trvalo



Obr. 2 Kyslíková konvertorová ocelárna, vsazení tekutého surového železa pro první tavbu, září 1981

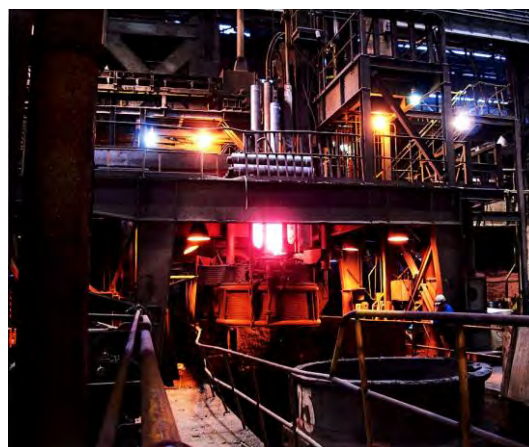
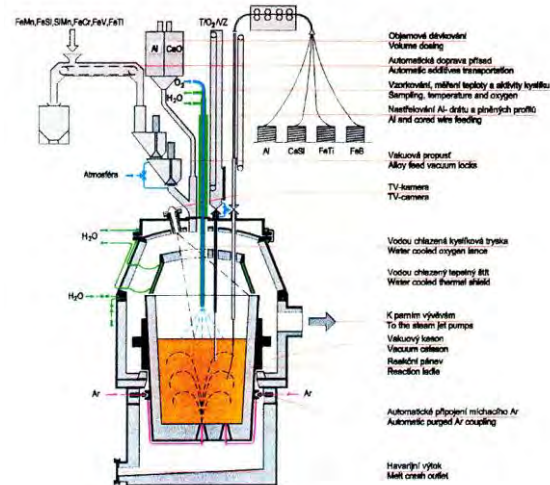
dalších šest let do rozhodnutí o investiční dostavbě druhého konvertoru OXYVIT K II již s kombinovaným dmýcháním kyslíku a o projekční přípravě výstavby bramového kontilitu. Celá rekonstrukce ocelárny na čistý konvertorový proces byla provedena za plného provozu a při minimálním výpadku kapacit. To si vyžádalo několikaleté plné nasazení celého osazenstva ocelárny.

Zde je uveden stručný přehled jednotlivých kroků:

- 1987 – 1988: Zastaveny SM pece č. 1, 2 a 3 a TP č. 9 a 10
- 1987: TP č.9 rekonstruována na SM č. 9
- 1987: TP č.10 rekonstruována na SM pec č.10
- 1988 : Zastaven TM č. 0
- 1991: Zahájena výroba na konvertoru OXYVIT K II
- 1992: GO plynočistiřny konvertoru OXYVIT K I, zprovoznění jímání plynu
- 1993: Ukončení výroby na tandemových pecích TP č.1 a 2, GOMO spodem dmýchaného konvertoru OXYVIT K I
- 1995 : Zahájen provoz bramového ZPO
- 1991 – 1995: Uváděna do provozu zařízení sekundární metalurgie (1991 – zařízení pro homogenizaci, 1993 – DH stanice, 1994 – SL tryska, 1995 – LF pánvová pec)
- 1995: Výsledná skladba technologického vybavení Nové ocelárny v tomto roce: 2 kyslíkové spodem dmýchané konvertory OXYVIT, sekundární metalurgie (LF pec, DH stanice, SL tryska, zařízení

pro homogenizaci oceli), ZPO – zařízení pro plynulé liti bram (obr. 3, 4).

- 2006: Zahájení výroby na novém systému sekundární metalurgie integrovaného systému sekundární metalurgie (ISSM, obr. 5) a GO kotelního systému konvertoru OXYVIT K II

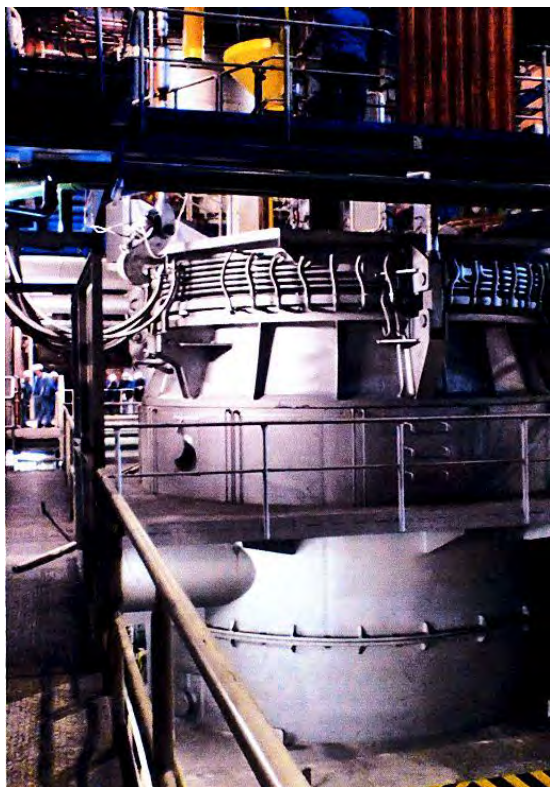


Obr. 3 Pánvová pec LF



Obr. 4 Zařízení pro plynulé odlévání bram

- 2009: Zprovoznění automatického scarfovacího stroje
- 2010: Zprovoznění zařízení pro indikaci výtoku strusky u konvertoru OXYVIT K I a K II



Obr. 5 Stanoviště integrovaného systému sekundární metalurgie

Závěr

Stoleté výročí provozu Nové ocelárny je bezesporu významným mezníkem ve výrobě oceli ve Vítkovických železárnách. Za tuto dobu se při tvorbě a obětavé práci vystřídal několik generací pracovníků všech profesí a to jak domácích, tak i zahraničních. Ocelárna prožívala okamžiky rozkvětu i útlumu a to v souvislosti s hospodářským a politickým vývojem. Vyhodnocení polistopadového vývoje po r. 1989 by si vyžádalo obšírné studium a k takovému kroku není v současnosti ani politická vůle. Ocelárna je dnes v rukou zahraniční nadnárodní společnosti EVRAZ. Má odvážné plány, spočívající v komplexní přestavbě na flexibilní elektroocelárnu. Autor příspěvku přeje současnému managementu mnoho síly a úspěchů při prosazení tak odvážného řešení.

Literatura

- [1] BOHUŠ, O. *Stručné dějiny ocelářství na území Československa..* TEVUH Praha, MTZ Ostrava, 1970
- [2] BOHUŠ, O. *Dějiny výroby oceli ve Vítkovických železárnách.* VÍTKOVICE, Ostrava, 1973
- [3] HROMEK, F. Od pudlovy ke konvertoru OXYVIT. *Hutnické listy*, 2009, roč. 4, s. 81-86. ISSN 0018-8069
- [4] EVRAZ – Presentation, 30 let konvertoru NS 220 – Ocelárna, 2011

Unie chce podpořit ocelárny, ale požaduje záruky

e15.cz, nos, čtk

12.2.2013

Evropská komise představí plán na oživení ocelářského průmyslu. Na oplátku požaduje aby ArcelorMittal, největší huní společnost do té doby odložila plánované propouštění a snižování výrobních kapacit v Evropě. Evropská komise chce do léta představit svůj program na oživení resortu. Nebude to ale zadarmo. Za podpůrný program požaduje, aby hutě ArcelorMittal upustily od svých úsporných plánů v Evropě. V sázce jsou totiž stovky pracovních míst v ocelárnách v řadě evropských zemí. ArcelorMittal nyní plánuje uzavírání provozů v Belgii a již dříve omezil produkci ve Francii a Lucembursku. K výzvě Evropské komise se však firma, do které patří i největší česká ocelárna ArcelorMittal Ostrava, zatím odmítla vyjádřit.

Spotřeba oceli v Evropě loni podle ocelářské asociace Eurofer v důsledku hospodářské krize klesla téměř o 10 %. V letošním roce by měl pokles zpomalit na necelé 1 % a napřesrok by poptávka měla stoupnout o 3 %. I tak by ale měla zůstat hluboko pod úrovní z období před začátkem krize, napsala agentura Reuters.

Evropský ocelářský průmysl navíc upozorňuje, že ho z Evropské unie vytlačuje nadměrná regulace a stoupající náklady. Poukazuje například na relativně vysoké ceny energie a radikální plány EU na snižování emisí. Ty podle ocelářů povedou pouze k tomu, že se zvýší emise mimo Evropskou unii. „Pokud se firmy přesunou za hranice EU, bude to problém nejen pro zaměstnance, ale také pro boj proti klimatickým změnám,“ uvedl evropský komisař pro průmysl a podnikání Antonio Tajani.

SB

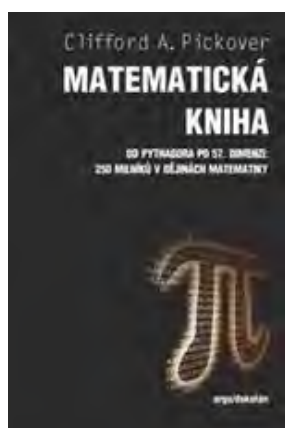
nová literatura

Clifford Alan Pickover

Matematická kniha/ Od Pythagora po 57. dimenzi: 250 milníků v dějinách matematiky

(Recenze Ing. RNDr. Bohumil Tesařík)

„Matematika je hra podle jistých jednoduchých pravidel nesmyslnými znaky na papíře“ (cit. David Hilbert).
"Matematika viděná ze správného úhlu pohledu oplývá nejen pravdou, ale i vrcholnou krásou – krásou chladnou a strohou, podobnou kráse sochy" (cit. Bertrand Russell).



Mezi okamžikem, kdy si naši prapředkové poprvé všimli, že něčeho je více a něčeho méně, a dneškem, se všudypřítomnými matematickými modely, kódy, abstraktivními teoriemi, hypotézami atd., uplynulo hodně vody. V té době se matematické myšlení a matematické poznání vyvíjelo, někdy plynule, jindy s překvapivými skoky a

obraty. V některých oblastech zůstala matematika souborem užitečných dovedností, v jiných přerostla dál, na území filozofie, ale v podstatě byla vývojová linie všude hodně podobná. Historie matematiky sahá až do pravěku (dokonce až do druhohor). Velký rozvoj prodělala v antickém Řecku, kde začali k počítání přidávat i něco navíc – filozofický nadhled. Díky němu přežila tato věda i svůj vlastní pokrok a zachovala si vnitřní konzistenci. Další etapou bouřlivého rozvoje matematiky byla renesance, v níž byly položeny základy matematické analýzy. Dalším významným obdobím v dějinách matematiky byl přelom 19. a 20. století. V roce 1900 vystoupil na mezinárodním matematickém kongresu v Paříži významný německý matematik David Hilbert a předložil zde seznam 23 podle jeho názoru nejdůležitějších matematických problémů konce 19. století (dnes již většinou vyřešených). O sto let později v roce 2000 vyhlásil americký Clayův matematický ústav sedm "problémů tisíciletí", jakousi aktuální podobu Hilbertových problémů současnosti. Během celé této doby pronikla matematika do všech oborů poznání a umožnila nám pochopit vše, co je přístupné racionální analýze. Bez ní bychom neuměli spočítat pevnost mostů, tvar leteckých vrtulí, ale ani stavbu molekul, přesně a efektivně pochopit klimatické či astronomické civilizace. Kromě psaní knih autor spolupracuje s televizemi a redakcemi různých magazínů a je také

jevy, architekturu mozku či tvar škeblí, až po kvantové fluktuace a chování galaxií.

Pro vyváženost pohledu na matematiku je rovněž nezbytné uvědomit si ještě jednu skutečnost, totiž že patří do kategorie estetických a kulturních zážitků. V naší národní kultuře je zvykem považovat za její moderní základ slovesné umění, případně jazykovědné úsilí buditelů. Ale již méně si uvědomujeme důležitou práci nadšených přírodovědců a techniků. A tak málokdo ví, že dokonce u začátku česky psané literatury v předvečer obrození stál kupodivu matematik – z Jiráskova F. L. Věka známý profesor matematiky a astronomie na pražské univerzitě Stanislav Vydra. Ale to jen na okraj.

Jisté je, že matematika je skutečně za každým rohem a ve všedním životě čeká na to, až jí objevíme. Knižek snažících se s větším či menším úspěchem popularizovat matematiku vychází každoročně desítky, možná stovky; připomeňme jen našimi nakladateli v poslední době vydané (většinou překladové) tituly "Matematika – 50 myšlenek, které musíte znát" (Slovart), "Matematiko, jsi to ty?" (Kniha Zlín), "Hraje Bůh kostky?" (Dokořán), "Je Bůh matematik?" (Dokořán), "Problém obchodního cestujícího, matematika na hranicích možností" (Dokořán), "Příběhy matematiky" (Pistorius&Olšanská) aj. Přesto novou bohatě ilustrovanou publikaci "Matematická kniha/Od Pythagora po 57. dimenzi: 250 milníků v dějinách matematiky", lze označit za svého druhu jedinečnou, především díky velkorysé podobě, kterou ji vtiskla nakladatelství Dokořán a Argo (Praha 2012, 1. vyd. v českém jazyce, překl. Petr Holčák, 29. svazek edice zip, 544 s.). Autorem obsáhlého díla je Clifford Alan Pickover, zkušený původce dalších téměř 50 populárně naučných knih, které se převážně zabývají matematikou a přírodními vědami, ale také uměním, náboženstvím, sociální psychologií i mimozemskými držiteli více než 40 amerických patentů. Zpracoval řadu témat, jako např.: Kdy uvázal člověk svůj první

uzel? Jaké byly významné matematicky a proč první z nich zlynčoval dav? Lze stejnoměrně učešat chlupatou kouli? Je hra Tetris efektivně řešitelná? Jak asi vypadá čtyřrozměrná krychle a jak to pokračuje ve vyšších dimenzích? Tyto otázky představují jen několik příkladů z nesmírného bohatství převratných matematických konceptů, významných událostí i slavných vzorců, jejichž přehled tato kniha přináší. Text je doprovázen zajímavými fakty ze života jejich původců a často až bizarními příklady využití těchto myšlenek. Všechny 250 kapitol je chronologicky uspořádáno (od asi 150 milionů let př. n. l. až do roku 2007) a ke každému datu zde najdeme celostránkovou barevnou ilustraci, která buď osvětluje koncept sám, nebo je v nějakém smyslu výtvarným ztvárněním jeho podstaty, myšlenkového odrazu či praktického použití. Řadu matematických problémů doprovázejí jedinečné počítačové grafiky výtvarníka Paula Nylandera.

Vlastní výklad je podán přístupnou formou; předkládané

problémy jsou vždy představeny a poté je naznačeno jejich řešení.

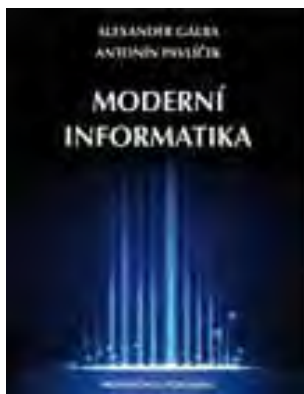
Autorovým záměrem však není nabídnout čtenářům srozumitelnou učebnici celé matematiky. Říká se, že dobré knihy nám vydrží jeden den, lepší vydrží jeden rok a velmi dobré knihy vydrží mnoho let. Také však existují knihy, které nás doprovázejí po celý život nebo alespoň jeho část – a ty jsou nepostradatelné. Tato kniha se řadí právě mezi ty tituly, které přetrvávají v knihovnách svých majitelů po celý jejich život. Většinu čtenářů nebudou pravděpodobně představovat profesionální matematici, ale spíše laici, pro které matematika skončila maturitním vysvědčením na středních školách nebo zápisem o vykonání zkoušky na vysoké škole ne-matematického zaměření. Ale jak dokládá "Matematická kniha", byla by škoda, kdyby jejich pátrání po tajemství matematiky a její historie skončilo tak brzy.

Alexander Galba, Antonín Pavlíček

Moderní informatika

(Recenze Ing. RNDr. Bohumil Tesařík)

Publikace pro všechny zájemce o moderní informatiku. "Programování je mix kreativního psaní, matematiky, křížovky a skládání puzzle. Pokud se dostanete do potíží (a to se dostanete), tak je to také detektivní práce při hledání chyby" (cit. Jaan Tallin, estonský softwarový inženýr a spoluvynálezce programu Skype).



Žijeme v informační společnosti, tedy ve stavu, kdy kvalita života i perspektiva sociálních změn a ekonomického rozvoje závisí na informacích (datech) a schopnosti jejich využití. Jen těžko se hledá obor lidské činnosti, kde by informační technologie (studující vše, co se týká fungování počítačů po technické stránce) nebyly nějakým způsobem přítomné. Jejich prostřednictvím uskutečňujeme své společenské, politické, obchodní, podnikatelské i jiné aktivity. Lidé se setkávají s informačními technologiemi v několika rovinách a jejich ovládání patří mezi klíčové kompetence pro úspěšnou práci v různých typech činností. Porozumění informatice, jejích principům a nástrojům již dávno přestalo být výsadou jen úzkého okruhu počítačových expertů. Navíc, vznik celosvětového propojení informačních technologií vytvořil nový fenomén, který proměnil lidskou společnost ve všech ohledech. Internet má dnes vliv nejen na životy jedinců, ale zásadním způsobem

ovlivňuje média, umění, podnikání a další oblasti lidské interakce.

Čtenářům, kteří chtějí získat základní přehled o informačních technologiích, pochopit jejich vývoj a poodhalit principy jejich fungování, je určena nová původní práce RNDr. Alexandera Galby a PhDr. Ing. Antonína Pavlíčka, Ph.D. "Moderní informatika" z produkce nakladatelství Kamil Mařík - Professional Publishing (Praha 2012, 1. vyd., 184 s. ISBN 978-80-7431-095-9).

Jedenáct kapitol vlastního textu je uspořádáno do logického celku, začínajícího popisem vývoje informačních technologií, principem jejich fungování a pokračujícího přehledem nejrozšířenějších způsobů jejich využití. Kapitoly Počítače, Algoritmy, Software, Databázové systémy a Internet poskytují ucelený pohled na vývoj informačních technologií a principy jejich fungování. Problémem přestává být přístup k technologiím, ale schopnost vynést se v nich a správně je využívat. Kapitoly Nová média, Sociální sítě a Cloud Computing (poskytování služeb/programů/uložení dat na vzdálených serverech) představují nejnovější směry vývoje použití informačních technologií, patřících mezi obory s vysokým počtem inovací. Kapitola Bezpečnost

v prostředí informačních technologií nahlíží na informační technologie z bezpečnostního pohledu. Závěrečná kapitola eGovernment popisuje aplikaci informačních technologií v prostředí veřejné správy v rámci České republiky (Czech POINT, datové schránky, základní registry, ISZR, ORG-převodník). Významnou část publikace představují přílohy, doplňující jednotlivé kapitoly (představení nejdůležitějších ICT firem, třídící algoritmy, netiketa, legislativní prostředí v ČR, měrné jednotky v ICT, výklad důležitých pojmů, zkratky a jejich vysvětlení).

Vedle řady obrázků jsou všechny kapitoly doplněny o text v rámečcích, který obsahuje zajímavosti rozšiřující

obzory v dané problematice. Uvedeny jsou rovněž kontrolní dotazy, na něž by měl čtenář po přečtení knihy znát odpověď.

Publikace vznikla na Katedře systémové analýzy Fakulty informatiky a statistiky VŠE v Praze a primárním impulsem k jejímu napsání byla potřeba vytvořit dílo, určené studentům prvních ročníků vysokých škol, jejichž obor používá informační technologie jako prostředek a není konečným cílem jejich studia. Vzhledem k obsahovému pojetí celého textu a způsobu jeho zpracování se pravděpodobně dostane do příruční knihovny daleko širšího okruhu uživatelů informačních technologií v praxi než jen specialistů informatiků.

Válcovna tyčí v Bangladéši

DAS S. K., TAURINO, A.: High-strenght rebar production in the new rolling plant at B. S. M. R. in Bangladesh. Metallurgical Plant and Technology. 2013, č. 1, s. 42-46

Válcovnu tyčí společnosti B. S. M. R. v Chittangong pracuje od r. 2008. Trať dodala firma Danieli Morgårdshammar. Válcovna je zaměřena na výrobu výztuže do betonu a tyčí podle požadavků zákazníků, tedy i v malém množství. Konstrukčně i technologicky je řešena tak, aby bylo možné rychle měnit sortiment.

Hlavními výrobními agregáty jsou:

- průběžná nárazecí ohřívací pec o výkonu 75 t/h.
- 18 válcovacích stolic
- linka pro zrychlené chlazení a popuštění vnitřním teplem (termomechanické zpracování)
- automatické chladicí lože

Výchozí sochory jsou čtyřhranné o straně 130 mm, mají délku 6 nebo 12 m. Původně se na trati válcovaly tyče o průměru 8 až 38 mm, dnes až 40 mm. Výkon tratě byl 75 t/h. V r. 2009 bylo přípravné pořadí rozšířeno o dvě stolice, horizontální a vertikální. Nápichový průřez se zvýšil na 160 x 160 mm a rovněž se zvětšil výkon ohřívací pece na 90 t/h.

Trať má tři válcovací pořadí. Přípravné pořadí je tvořeno střídavě bezstojanovými stolicemi s horizontálními a vertikálními válci. Podobně je uspořádáno i střední pořadí. Před hotovným pořadím je podélná dělička rozvalu. Za ní následuje válcování ve dvou, třech nebo čtyřech žilách na průměr 8 až 16 mm rychlostí 12,5 m/s. Bezprostředně za výstupní stolicí hotovního pořadí je zařízení GTB (Quenching Tempering Bar) pro kalení a popuštění vnitřním teplem, které umožňuje vyrábět vysoce pevnou výztuž do betonu při zaručení její svařitelnosti. Dále následují nůžky, chladicí lože krokového typu o délce 66 m, nůžky pro dělení na požadované délky (obchodní nůžky), automatické svazkování, vážení a ukládání.

Trať dosáhla výkonu 600 000 t/r. V některých měsících se dosahuje využití provozního času až 88 %, zmetkovitost činí 0,08 % a využití kovu je 97,4 %, což odpovídá velmi nízké předváze 1,027. Spotřeba elektrické energie je 68,33 kWh/t.

Při kalení na zařízení QTB se dosahuje na povrchu tyče teplota 250 - 300 °C, teplota v ose tyče je však okolo 850 °C. Při popuštění vnitřním teplem se teplota vyrovná asi na 550 – 600 °C. Následuje ochlazování na vzduchu. Výsledná tyč pak má v povrchové vrstvě popuštěný martenzit, pod ním je bainitická vrstva a v ose je feriticko-perlitická struktura. U běžných ocelí se tak dosahuje mez kluzu 550 MPa a tažnost nad 10 %. Svařitelnost je dobrá pro uhlíkový ekvivalent až 0,4 %. Tento postup umožňuje úsporu 8 až 18 % na vstupním materiálu, poněvadž k dosažení těchto hodnot by bylo při konvenční technologii třeba používat mikrolegované nebo nízkolegované oceli. Místo toho se používá ocel s chemickým složením: 0,18 – 0,24 % C; 0,60 – 0,80 % Mn a 0,15 – 0,30 % Si, která pokrývá všechny požadavky na pruty do betonu. Hodnoty mechanických vlastností při tomto způsobu ochlazování závisí především na době kalení. Přidáním sekundárního chlazení lze dosáhnout směsnou strukturu.

L J

konference, výstavy, veletrhy

Mezinárodní odborné akce v r. 2013

Termín	Název	Místo	Další informace
30.4.-2.5.	Londýn	RAILTEX 2013	www.railtex.co.uk
6.-9.5.	Pittsburgh, USA	Konference a výstava	www.aist.odg/aistech
4.-5.6.	Stuttgart, Německo	New Developments in Forging Technology	www.ifu-stuttgart.de
4.-6.6.	Birmingham, Velká Británie	SUBCON	www.subconshow.co.uk
9.-10.6.	Düsseldorf, Německo	Konference International Therm Process	www.itps-online.com
19.-12.6.	Salzburg, Rakousko	NAFEMS	www.nafems.org
9.-10.7.	Düsseldorf, Německo	International Therm Process Summit	http://www.itps-online.com/home/
11.-15.8.	Montreal, Kanada	WMC 2013 – 23. světový hornický kongres	http://www.wmc-expo2013.org
24.-27.8.	Shanghai, Čína	Metalform China	www.china-metalform.com
10.-12.9.	Budapešť, Maďarsko	IN-TECH 2013, konference o inovacích	http://www.in-tech.info
16.-21.9.	Hannover, Německo	Veletrh EMO	www.emo-hannover.de
16.-21.9.	Essen, Německo	Veletrh Schweissen & Schneiden	www.schweissen-schneiden.com
13.-15.10.	Mumbai, Indie	ALUMINIUM	www.aluminium-india.com
5.-11.11.	Stuttgart, Německo	Veletrh Blechexpo/Schweisstech	www.blechexpo-messe.de
6.-9.11.	Senlis, Francie	Fatigue Design	www.cetim.fr
26.-27.11.	Jihlava, ČR	Materiály v tepelném zpracování	http://www.asociacetz.cz/conference.html
3.-6.12.	Paříž, Francie	POLLUTEC	www.pollutec.com

hutnictví ve světě

Nová ocelárna v Brazílii

Geradau to built new melt shop. Metallurgical Plant and Technology. 2013, č. 1, s. 10

Brazílská firma připravuje výstavbu ocelárny s výrobností 650 000 t/r v závodě v Riograndense. Tato nová ocelárna nahradí stávající ocelárnu s výrobností 450 000 t/r. Součástí projektu je budova i technologické vybavení a také příslušná infrastruktura. Nová ocelárna by měla začít pracovat ve druhé polovině r. 2015.

L J

Projekt miniocelárny v Brazílii

GV du Brasil to built Greenfield minimill. Metallurgical Plant and Technology. 2013, č. 1, s. 10

Mexická finanční skupina SIMEC objednala výstavbu minihutě v městě Pindamonhangaba v brazilském státě Sao Paulo. Ocelárnu dodá německá firma SMS Concast, válcovnu SMS Meer. Hlavním výrobním agregátem v ocelárně bude elektrická třífázová pec 65 t, která bude schopna udělat 30 taveb za den. Dále zde bude pánvová pec 65 t a zařízení pro plynulé odlévání bloků o průřezu 127 x 127 mm až 200 x 200 mm. Zařízení bude mít tři licí proudy, v budoucnu ho bude možné rozšířit až na 5 licích proudů. Počáteční výroba bude 520 000 t kontislitků za rok. Budou se z nich válcovat tyče a dráty s výrobností 400 000 t za rok. Dále se počítá se zvýšením kapacity válcovny až na 560 000 t/r. Minihutě by měla být uvedena do provozu v polovině roku 2013.

L J

Další válcovna trubek v USA

TPCO orders seamless tube mill. Metallurgical Plant and Technology. 2013, č. 1, s. 10

Společnost TPCO z města Corpus Christi v Texasu objednala u firmy SMS Meer dodávku válcovny bezešvých trubek 10 3/4" (273 mm) s technologií PQF (tříválcové stolice s hydraulickým stavěním válců). Je to již pátá válcovna s touto technologií, kterou firma SMS Meer dodává pro společnost TPCO. Na nové trati se budou válcovat trubky pro ropný průmysl. Válcovna by měla mít výrobnost 534 000 t trubek za rok. Prvá trubka by měla být vyválcována v říjnu 2014.

L J

Nová válcovna drátů pro Čínu

Xilin orders new wire rod mill. Metallurgical Plant and Technology. 2013, č. 1, s. 13

Firma SMS Meer obdržela od firmy Xilin Iron Steel sídlící v provincii Heilongjiang objednávku na dodávku nové válcovny drátu. Jde o dvoužilovou trať s desetistolicovými bloky, na nichž se dosahuje válcovací rychlosti až 120 m/s. Roční výroba by měla být až 1 mil. t. Budou se na ní válcovat dráty z uhlíkové oceli, dráty určené pro výrobu šroubů za studena, pružinová ocel a další. Východí sochory budou mít průřez 165 x 165 mm, hotový produkt bude mít průměr 5,5 až 20 mm. Trať by měla jít do provozu v prosinci 2013.

L J

Rozšíření válcovny trubek v Číně

Anhui Tianda to expand tube production. Metallurgical Plant and Technology. 2013, č. 1, s. 10

Firma Anhui Tianda Oil Pipe provozuje válcovnu trubek typu PQF (tříválcové stolice s hydraulickým stavěním válců) od firmy SMS Meer již od r. 2007. Válcují se na ní bezešvé trubky až do průměru 10 3/4" (273 mm). V současné době firma objednala rozšíření této válcovny tak, aby bylo možné válcovat trubky až do průměru 13 3/8" (339,7 mm). Úprava bude realizována tak, že se instaluje další blok dvanácti stolic typu PQF. Zbylá část tratě zůstává beze změny.

L J

Modernizace ocelárny v Indii

Vizag Steel to modernize converter shop. Metallurgical Plant and Technology. 2013, č. 1, s. 14

Indická společnost Vizag Steel objednala modernizaci a rozšíření konvertorové ocelárny č. 1 ve Visakhapatnam. Akcí bude provádět konsorcium firem vedené německou firmou SMS Siemag. Cílem je zvýšit výrobu z 3,2 na 3,6 mil. t za rok a současně přispět ke zlepšení životního prostředí instalací čistíčky konvertorových plynů. Dodávka bude dále obsahovat tři nové konvertorové nádoby s kapacitou 150 t včetně pohonů, kyslíkové trysky, míchací zařízení a modernizaci primárního i sekundárního odprašování. Uvedení do provozu je plánováno na první kvartál 2014.

L J

Výstavba válcovny za studena v Indii

JSW to implement planning, scheduling and MES solution. Metallurgical Plant and Technology. 2013, č. 1, s. 14

Firma JSW Vijaynagar, což je dceřiná společnost japonské firmy JSW, buduje v Indii integrovaný hutní závod. Zatím je v provozu válcovna za studena a druhá válcovna za studena je ve výstavbě. Měla by být uvedena do provozu v srpnu 2013.

L J

Nová válcovna pro Vietnam

VKS orders new rolling mill for expansion project. Metallurgical Plant and Technology. 2013, č. 1, s. 15

Vietnamská firma VKS objednala u firmy JP Steel Plantech dodávku válcovny s roční kapacitou 500 000 t, navazující na ocelárnu, která je už ve výstavbě. Do provozu by měla jít ve druhém kvartálu 2014.

L J

Zařízení pro dmychání práškového uhlí

DMKD to apply pulverized coal injection. Metallurgical Plant and Technology. 2013, č. 1, s. 16

Doněcký metalurgický kombinát (DMKD) na Ukrajině objednal u firmy Paul Wurth zařízení pro mletí uhlí, sušení a dmychání do čtyř vysokých pecí, které pracují v závodě Dněprodzeržinsk. Zařízení by mělo být uvedeno do provozu za 19 měsíců.

L J

Nová vakuová indukční pec

Tata Steel Speciality Steels to built VIM Furnace. Metallurgical Plant and Technology. 2013, č. 1, s. 16-17

Firma Tata Steel Speciality Steels, působící ve Velké Británii, objednala u německé firmy SMS Mevac vakuovou indukční pec VIM X-eed o kapacitě 8 t pro závod v Stocksbridge. Budou se na ní vyrábět speciální oceli a slitiny pro letecký průmysl. Zatím probíhají přípravné práce, výroba by měla začít v roce 2014. Součástí dodávky bude vlastní pec, vakuové čerpadlo, sázecí zařízení a automatické řízení. Všechny součásti budou řešeny tak, aby bylo možné zvýšit velikost tavby na 18 t.

L J

TŽ připravují modernizaci drátovny

TŽ modernizují kontidráťovou trať. Technický týdeník, 2013, č. 5, s 8

Společnost Třinecké železářny připravuje modernizaci spojitě drátovny. Jejím cílem je zvýšení kvality drátu, zlepšení přesnosti, rozšíření výrobního sortimentu a zvýšení rychlosti válcovací tratě. Hlavním předmětem investice je instalace nových čtyřstolicových bloků RSM (Reducing Sizing Mill). Počítá se s investičními náklady 800 mil. Kč. Tato modernizace by měla výrobce drátu zařadit do kategorie světových firem, jako je Nippon Steel či Daido Steel.

Modernizaci provede konsorcium firem v čele s německou firmou Siemens. Členy konsorcia jsou i firmy z USA a ČR. Práce by měly být ukončeny v srpnu 2014.

L J

ArcelorMittal ve ztrátě

<http://www.industryweek.com/finance/arcelormittal-lost-37-billion-2012> Feb. 6, 2013

Světová ocelářská jednička, firma ArcelorMittal, zaznamenala v r. 2012 ztrátu 3,72 mld. USD. Hlavní příčinu vidí v tom, že v Evropě poklesla poptávka po oceli o 8,8 %. Podnik vyrobil v r. 2012 83,8 Mt oceli, což představuje pokles o 2,3 %, obrát však klesl o 10,4 na 84,2 mld. USD. V r. 2021 přitom firma vykazovala čistý zisk 2,3 mld. USD. Na rok 2013 hledí vedení firmy optimisticky, očekává růst výroby o 2 – 3 % a především růst cen.

L J

Příznivá předpověď pro rok 2013

<http://www.meps.co.uk/GlobalSteelProductionNews2013.htm>

Nezávislá britská analytická skupina MEPS International Ltd. vydala svoji předpověď výroby oceli v r. 2013. Světová výroba oceli by měla stoupnout o 4,7 % na 1620 Mt. Hutě by měly vytvořit zisk 1,4 %. Výroba surového železa by měla růst stejnou měrou na hodnotu 1160 Mt. Podíl železa vyrobeného přímou redukcí by se měl zvýšit, protože tento postup se rozšiřuje na středním východě a v Indii.

Předpověď vývoje světové ekonomiky je nejasná. Eurozóna bude i nadále v blízkosti recese. Negativní účinek prudkého vzrůstu fiskálních výdajů v USA dosud ještě nevypřchal. U mnoha zemí s rychle rostoucí ekonomikou dochází ke zřetelnému zpomalení růstu. Proto se očekává jen střední zotavení v hrubém domácím produktu a ve spotřebě oceli. Výraznější růst se očekává až v r. 2014.

L J

EU se snaží odradit od uzavírání závodů

<http://www.industryweek.com/global-economy/eu-urges-arcelormittal-suspend-closures>, Feb. 12, 2013

Přední činitelé EU tlačí na firmu ArcelorMittal, aby neuzavírala hutní závody v Evropě, ale místo toho aby vyčkala, až EU zahájí svůj plán na záchranu průmyslu. Světový ocelářský gigant se však k tomuto požadavku nestaví kladně. Firma ArcelorMittal uzavírá šest válcoven za studena v oblasti Liege na východě Belgie. Je tím ohroženo 1300 pracovních míst. Dále probíhají kontroverzní jednání o uzavření vysokých pecí ve Florange ve Francii a o dočasném zastavení výroby vysokých pecí v Schifflange a omezení výroby v Rodange. EU ocelárny zaměstnávají 360 000 osob asi v 500 podnicích. Podíl EU na světové výrobě oceli však klesá, v roce 2001 činil 22 %, v r. 2011 už jen 12 %.

L J

Snižení emisí vápenného prachu na ocelárně ArcelorMittal Ostrava

http://www.arcelormittal.com/ostrava/AM_tz_237_s1_cz.html

Firma ArcelorMittal Ostrava investovala do snížení emisí prachu a zlepšení pracovních podmínek na ocelárně. Dokončila instalaci zařízení pro odprášení vápenných cest. Pro odprášení společnost zvolila nejlepší dostupnou techniku, zachycování prachu pomocí tkaninového filtru. Díky tomu se nepřímé (fugitivní) emise prachu sníží v průměru o 100 t ročně. Prach se zachycuje v místě vykládky vápna, kde jsou během přemísťování vápna z vagónů do podzemních zásobníků největší úlety. Postup je v souladu s evropskou legislativou.

ArcelorMittal Ostrava investovala od roku 2003 do roku 2012 do ekologizace svých provozů 4 mld. Kč z vlastního rozpočtu. Již dnes plní veškeré platné limity včetně evropské legislativy dané nejlepší dostupnou technikou (BAT).

L J

Sídlíště vytápěné odpadním teplem z hutí

http://www.arcelormittal.com/ostrava/AM_tz_237_s1_cz.html

Sídlíště Vratimov se nachází v blízkosti hutě ArcelorMittal a díky tomu má z jejích provozů ekologické teplo. Původní myšlenka použít odpadní teplo vznikající na spalínových kotlích středojemné válcovny vznikla už v roce 1994. Byl založen společný podnik Teplo Vratimov, ve kterém měla tehdejší Nová huť 50% podíl. V roce 2009 byl podíl ArcelorMittal Ostrava ve společnosti Teplo Vratimov prodán městu Vratimov. Roční dodávka tepla do města Vratimov je přibližně 35 000 GJ.

L J

ArcelorMittal ve ztrátě

<http://www.industryweek.com/finance/arcelormittal-lost-37-billion-2012> Feb. 6, 2013

Světová ocelářská jednička, firma ArcelorMittal, zaznamenala v r. 2012 ztrátu 3,72 mld. USD. Hlavní příčinu vidí v tom, že v Evropě poklesla poptávka po oceli o 8,8 %. Podnik vyrobil v r. 2012 83,8 Mt oceli, což představuje pokles o 2,3 %, obrát však klesl o 10,4 na 84,2 mld. USD. V r. 2011 přitom firma vykázala čistý zisk 2,3 mld. USD. Na rok 2013 hledí vedení firmy optimisticky, očekává růst výroby o 2 – 3 % a především růst cen.

L J

Příznivá předpověď pro rok 2013

<http://www.meps.co.uk/GlobalSteelProductionNews2013.htm>

Nezávislá britská analytická skupina MEPS International Ltd. vydala svoji předpověď výroby oceli v r. 2013. Světová výroba oceli by měla stoupnout o 4,7 % na 1620 Mt. Hutě by měly vytvořit zisk 1,4 %. Výroba surového železa by měla růst stejnou měrou na hodnotu 1160 Mt. Podíl železa vyrobeného přímou redukcí by se měl zvýšit, protože tento postup se rozšiřuje na středním východě a v Indii.

Předpověď vývoje světové ekonomiky je nejasná. Eurozóna bude i nadále v blízkosti recese. Negativní účinek prudkého vzrůstu fiskálních výdajů v USA dosud ještě nevypřchal. U mnoha zemí s rychle rostoucí ekonomikou dochází ke zřetelnému zpomalení růstu. Proto se očekává jen střední zotavení v hrubém domácím produktu a ve spotřebě oceli. Výraznější růst se očekává až v r. 2014.

L J

EU se snaží odradit od uzavírání závodů

<http://www.industryweek.com/global-economy/eu-urges-arcelormittal-suspend-closures>, Feb. 12, 2013

Přední činitelé EU tlačí na firmu ArcelorMittal, aby neuzavírala hutní závody v Evropě, ale místo toho aby vyčkala, až EU zahájí svůj plán na záchranu průmyslu. Světový ocelářský gigant se však k tomuto požadavku nestaví kladně. Firma ArcelorMittal uzavírá šest válcoven za studena v oblasti Liege na východě Belgie. Je tím ohroženo 1300 pracovních míst. Dále probíhají kontroverzní jednání o uzavření vysokých pecí ve Florange ve Francii a o dočasném zastavení výroby vysokých pecí v Schifflange a omezení výroby v Rodange.

EU ocelárny zaměstnávají 360 000 osob asi v 500 podnicích. Podíl EU na světové výrobě oceli však klesá, v roce 2001 činil 22 %, v r. 2011 už jen 12 %.

L J

Snižení emisí vápenného prachu na ocelárně ArcelorMittal Ostrava

http://www.arcelormittal.com/ostrava/AM_tz_237_s1_cz.html

Firma ArcelorMittal Ostrava investovala do snížení emisí prachu a zlepšení pracovních podmínek na ocelárně. Dokončila instalaci zařízení pro odprášení vápenných cest. Pro odprášení společnost zvolila nejlepší dostupnou techniku, zachycování prachu pomocí tkaninového filtru. Díky tomu se nepřímé (fugitivní) emise prachu snížily v průměru o 100 t ročně. Prach se zachycuje v místě vykládky vápna, kde jsou během přemísťování vápna z vagónů do podzemních zásobníků největší úlety. Postup je v souladu s evropskou legislativou.

ArcelorMittal Ostrava investovala od roku 2003 do roku 2012 do ekologizace svých provozů 4 mld. Kč z vlastního rozpočtu. Již dnes plní veškeré platné limity včetně evropské legislativy dané nejlepší dostupnou technikou (BAT).

L J

Sídlíště vytápěné odpadním teplem z hutí

http://www.arcelormittal.com/ostrava/AM_tz_237_s1_cz.html

Sídlíště Vratimov se nachází v blízkosti hutě ArcelorMittal a díky tomu má z jejích provozů ekologické teplo. Původní myšlenka použít odpadní teplo vznikající na spalínových kotlích středojemné válcovny vznikla už v roce 1994. Byl založen společný podnik Teplo Vratimov, ve kterém měla tehdejší Nová huť 50% podíl. V roce 2009 byl podíl ArcelorMittal Ostrava ve společnosti Teplo Vratimov prodán městu Vratimov. Roční dodávka tepla do města Vratimov je přibližně 35 000 GJ.

L J

Výroba oceli v r. 2012

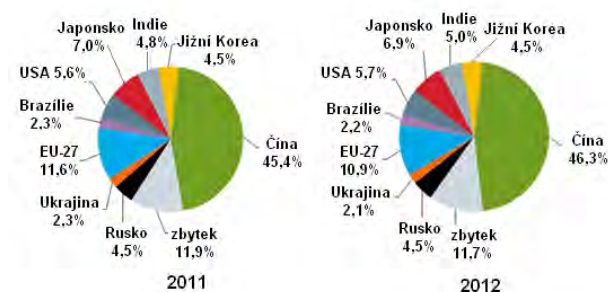
<http://www.worldsteel.org/media-centre/press-releases/2012/12-2012-crude-steel.html>

Světová výroba oceli v loňském roce opět vzrostla a dosáhla 1,548 Mt. Oproti roku 2011 vzrostla o 1,2 %, přičemž hlavním motorem růstu byla Čína a další země s rychle rostoucí ekonomikou, dříve označované jako rozvojové. V tab. 1 je 10 zemí s největší výrobou oceli.

Tab. 1 Prvých 10 zemí ve výrobě oceli

Poř.	Země	2012 (Mt)	2011 (Mt)	2012/2011 (%)
1	Čína	716,5	694,8	3,1
2	Japonsko	107,2	107,6	-0,3
3	Spojené Státy	88,6	86,4	2,5
4	Indie	76,7	73,6	4,3
5	Rusko	70,6	68,9	2,5
6	Jižní Korea	69,3	68,5	1,2
7	Německo	42,7	44,3	-3,7
8	Turecko	35,9	34,1	5,2
9	Brazílie	34,7	35,2	-1,5
10	Ukrajina	32,9	35,3	-6,9

Pozn.: Některé údaje jsou předběžný odhad. Názorný je i koláčový diagram na obr. 1 ukazující podíl jednotlivých zemí.



Obr. 1 Podíl jednotlivých zemí na výrobě oceli v r. 2011 a 2012

V Asii se v r. 2012 vyrobilo 1 012,7 Mt oceli. Je to oproti r. 2011 nárůst o 2,6 %. V EU se v r. 2012 vyrobilo 169,4 Mt oceli, což představuje oproti r. 2011 pokles 4,7 %. V Německu se vyrobilo 42,7 Mt oceli, pokles byl 3,7 %. Itálie vyrobila 27,2 Mt, pokles činil 5,2 %. Výroba ve Francii byla 15,6 Mt při poklesu 1,1 %. Španělsko vyrobilo 13,6 Mt, pokles činil 12,1 %. Naproti tomu Severní Amerika v r. 2012 vyrobila 121,9 Mt oceli, oproti roku 2011 výroba stoupla o 2,5 %. Stejný růst zaznamenalo i Rusko, kde se v r. 2012 vyrobilo 68,9 Mt. Ukrajina vyrobila 32,9 Mt a zaznamenala rekordní pokles 6,9%. Výroba v Jižní Americe činila v r. 2012 46,9 Mt, meziroční pokles byl 3,0. Brazílie vyrobila 34,7 Mt, pokles činil 1,5 %.

V prosinci 2012 však ve většině zemí hutě zaznamenaly nárůst výroby ve srovnání se stejným obdobím předchozího roku. Tento růst pokračoval i v lednu 2013.

Statistiky hutě zjišťují i využití výrobních kapacit. V r. 2011 byly využívány na 78,8 %, zatímco v r. 2011 to bylo 80,7 %. Tento ukazatel však dlouhodobě celkově klesá, protože v Číně a některých dalších zemích stále vyrůstají nové závody.

L J



Kovářská je součástí krušnohorského území, v němž se odedávna využívaly kvalitní a snadno přístupné kovanosné rudy. První železářský hamr byl postaven ve 14. stol. V průběhu 15. a 16. století počet hamrů narůstal a vyžadoval si zvýšení primární výroby železa. První doklady o systematické výrobě surového železa pocházejí z r. 1595, kdy Lobkovicové postavili vysokou pec duryňského typu, zvanou dýmačka. V r. 1598 (některé prameny uvádějí r. 1597, jiné 1599) postavil Zachariáš Műnich ze sousedního Saska po svolení císaře Rudolfa II. pokročilejší vysokou pec. Byla to v českých zemích druhá vysoká

pec, postavená po první vysoké peci Jindřicha ze Sartu v Králově Dvoře z r. 1595 tohoto pokročilého typu. Surové železo se dále zkujňovalo v hamrech. V průběhu 17. stol. přibývaly další hamry. Výroba se stále rozšiřovala, v r. 1754 se zavedla výroba drátu, trubek pro hlavně ručních palných zbraní a výkovek. Některé prameny toto rozšíření výrobního sortimentu přisuzují až počátku 19. stol., což je však málo pravděpodobné, protože již od r. 1780 se ve zdejších hamrech zavedla výroba tyčí a plechů. Čili strmý rozvoj železářské výroby nastal v Kovářské již ve 2. pol. 18. stol., a není tudíž důvod se domnívat, že k němu došlo až v 19. stol. V r. 1832 přešla Kovářská i s hutí do panství rodu Buquoyů. Před tím však již v r. 1808 byla v huti postavena nová vysoká pec. V době největšího rozkvětu v Kovářské pracovaly při vysoké peci až čtyři hamry a jedna tažirna drátu, vše v odhadovaném objemu výroby 300 t/r. Od pol. 19. stol. rentabilita hutě vlivem konkurence kladenských a ostravských hutí značně poklesla, takže výroba a zpracování železa zde byly v r. 1864 zcela zastaveny. Ani Krušnohorské železářské a ocelářské společnosti v Chomutově, která majetek zakoupila v r. 1869, se nepodařilo provoz hutě obnovit. Od r. 1875 přešel areál do majetku velkostatku, který zde provozoval dřevařskou a posléze potravinářskou výrobu.

Do dnešních dnů se zachovalo jen torzo historické kamenné budovy, které je v literatuře všeobecně přisuzován účel uhelného skladu (bez určení druhu uhlí). Pokud se tím myslí černé nebo hnědé uhlí pro výrobu surového železa, lze o tomto účelu pochybovat, neboť budova byla součástí dřevouhelné hutě a od redukce železných rud černým uhlím Anglie ustoupila krátce po prvních provozních pokusech náhrady dřevěného uhlí černým uhlím v r. 1582. V habsburském mocnářství se s náhradou dřeva černým uhlím započalo v r. 1625, ale stejně jako v Anglii se brzy přišlo na to, že uhlí mělo pro hutnictví řadu nevýhod. Byl to vysoký obsah síry a prchavých látek a nízká pevnost za tepla. Těmito nevýhodným vlastnostem se hutě vyhnuly až použitím karbonizovaného černého uhlí čili černouhelného koksu. Do doby výstavby koksových vysokých pecí tedy převládaly dřevouhelné vysoké pece. Dalo by se tedy spekulovat, že budova sloužila jako sklad dřevěného uhlí. (pozn.: Z technologického hlediska by měl být tento materiál, který vzniká karbonizací dřeva, pojmenován dřevěný nebo dřevný koks, vyráběný v milířích). Pokud bychom však skutečně uvažovali o skladování černého nebo hnědého uhlí, pak by to bylo uhlí pro zkujňovací výhně pracující při hamrech. Časový původ oné budovy, znázorněné na obou fotografiích, lze podle katastrálních dokladů zasadit mezi roky 1777 a 1842.



Plastometr Gleeble v Ostravě

V prosinci 2012 se splnil desítky let trvající sen několika generací českých výzkumníků z oblasti objemového tváření a materiálového inženýrství. V Laboratoři intenzivních procesů tváření materiálů **REGIONÁLNÍHO MATERIÁLOVÉ TECHNOLOGICKÉHO VÝZKUMNÉHO CENTRA** (Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, VŠB – Technická univerzita Ostrava) byl jako **první v České republice** instalován a zprovozněn špičkový servo-hydraulický plastometr renomované firmy Dynamic Systems Inc. (USA), jenž díky mnoha patentovaným technikám a speciálnímu řídicímu počítačovému systému splňuje nejnáročnější požadavky na dynamické tepelně mechanické zkoušení a simulaci reálných víceúběrových procesů tváření nebo tepelného zpracování kovových materiálů. **Simulátor deformací za tepla HDS-20** je stavebnicový soubor zařízení s hlavními komponentami nejnovějšího plastometru Gleeble 3800 a simulačního modulu Hydrawedge II. Experimentální komplex tohoto typu, využívající zejména různé sofistikované režimy deformace tlakem nebo tahem (jako vhodný doplněk k tradičnímu torznímu plastometru v MATERIÁLOVÉM A METALURGICKÉM VÝZKUMU s.r.o., Ostrava), je v celosvětovém měřítku všeobecně považovaný za standard v oblasti výzkumu deformačního chování materiálu za tepla, a jeho absence v České republice hrozila postupným snižováním konkurenceschopnosti výzkumníků nejen na Ostravsku.

Základní parametry zařízení a jeho aplikační možnosti:

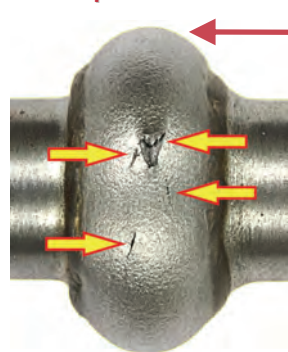
Simulace tepelného zpracování včetně zušlechťování (ve vakuové komoře odporový ohřev rychlostí až $10000\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ na max. teplotu $1700\text{ }^{\circ}\text{C}$; teplota měřena navařenými termočlánky a řízena v čase s vysokou přesností; ochlazování vzorku odvodem tepla do měděných čelistí při max. rychlosti $10^2\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, s pomocí vzduchových trysek nebo kalením vodou s rychlostí řádově $10^3\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$).

Zkouška jednoosým tahem rychlostí $0,001 - 2000\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ při max. zatěžovací síle 98 kN (ekvivalent 10 tun), vhodná ke zkoušení tvařitelnosti materiálu spojitou deformací do lomu nebo k přesnému určování „meze kluzu“ za zvýšených teplot.

Simulace svařování obloukem nebo laserem (s registrací dat frekvencí až 50 kHz), jehož výsledkem je vzorek o průřezu $10 \times 10\text{ mm}$ s tepelně ovlivněnou oblastí (HAZ), určený pro následné strukturní analýzy a mechanické zkoušky.

Využití pomalého vysokoteplotního ohřevu při **určování teploty tání či teploty**

nulové pevnosti oceli, resp. pro komplexní simulaci procesů tavení, tuhnutí i ochlazování např. při plynulém odlévání.



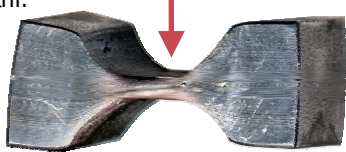
SICO test tvařitelnosti založený na záměrném otevírání napětově indukovaných trhlin ve volně se šířící středové části dlouhého válcovitého vzorku o průměru 10 mm, odporově ohřáté a intenzivně napěchované jedním či více úběry s přesně definovanými termomechanickými parametry.

Izotermická **zkouška jednoosým tlakem** (při rychlostech deformace $10^{-3} - 10^2\text{ s}^{-1}$ a zatěžovací síle max. 196 kN) pro zjišťování spojitých i přerušovaných křivek deformace-napětí, jež jsou základem pro vývoj matematických modelů deformačních odporů, predikci tvářecích sil a počítačové simulace.

Dilatometrická studia umožňující na jednom zařízení určovat teploty fázových přeměn a sestavovat izotermické i anizotermické rozpadové diagramy materiálu s aplikací předchozí deformace, nebo bez ní.

Relaxační test vhodný pro identifikaci jednotlivých postdynamických uzdravovacích procesů (zotavení – rekrytalizace) a rovněž pro matematický popis jejich kinetiky bez nutnosti strukturních analýz.

Anizotermická **zkouška tlakem s rovinnou deformací**, realizovaná na výměnném modulu Hydrawedge II a určená přednostně k optimalizačním simulacím komplexních víceúběrových režimů řízeného tváření a ochlazování.



Kontakt:

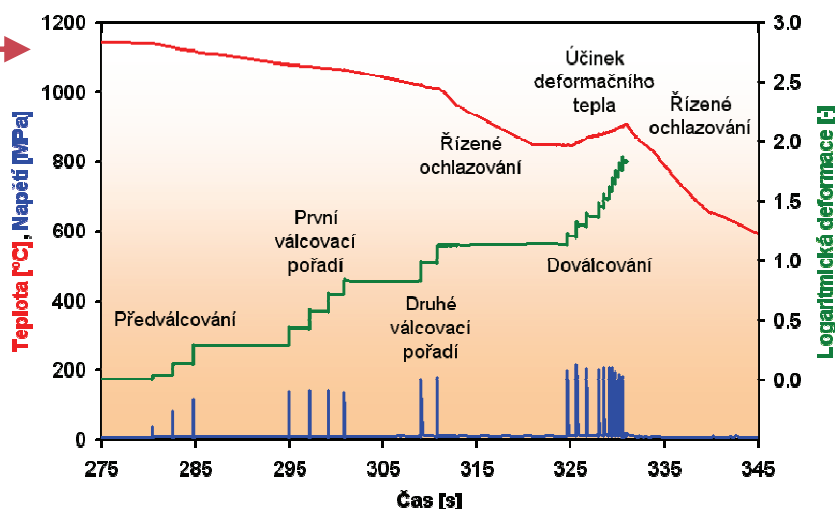
prof. Ivo Schindler

VŠB – Technická univerzita Ostrava
Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství

RMTVC, 17. listopadu 15, 708 33 Ostrava

E-mail: ivo.schindler@vsb.cz

Tel.: +420 596 995 215



(příklad simulace vysokorychlostního spojitého válcování za tepla)