

ROČNÍK/VOL. LXVII
ROK/YEAR 2014

6



Hutnické listy

METALLURGICAL
JOURNAL

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

WWW.HUTNICKELISTY.CZ
ISSN 0018-8069



RMTVC
Regionální materiálové technologické
výzkumné centrum

Registrační číslo/Registration Number
MK ČR E 18087**Mezinárodní standardní číslo**
International Standard Serial Number
ISSN 0018-8069**Vydavatel/Publisher**OCELOT s.r.o.
Pohraniční 693/31, 706 02 Ostrava-Vítkovice
IČO 49245848, DIČ CZ 49245848
Registrace v obchodním rejstříku Krajského soudu v Ostravě,
oddíl C, vložka 30879**Vedoucí redaktor/Chief Editor**Ing. Jan Pošta, CSc., tel.: 596995156
e-mail: j.posta@seznam.cz, redakce@hutnickelisty.cz**Redakce, kontaktní adresa/ Editorial Office, contact address**OCELOT s.r.o.
Redakce časopisu Hutnické listy
areál VŠB-TU Ostrava, A 534, 17. listopadu 15/2127
708 33 Ostrava - Poruba**Redaktorka/ Editor**Jaroslava Pindorová
e-mail: jaroslava.pindorova@seznam.cz**Redakční rada – Předseda/Editorial Board - Chairman**

prof. Ing. Ludovít Dobrovský, CSc. Dr.h.c.

VŠB-TU Ostrava, Ostrava, Česká republika

Členové/ MembersIng. Michal Baštinský
Ing. Karel Hala
prof. dr. hab. inž. Leszek Blacha
prof. dr. hab. inž. Henrak Dya
prof. Ing. Vojtěch Hrubý, CSc.
Ing. Henryk Huczala
prof. Ing. František Kavička, CSc.
Ing. Ludvík Martínek, Ph.D.
prof. Ing. Karel Matocha, CSc.
prof. Ing. Ludovít Pařílák, CSc.
Ing. Jiří Petřela, Ph.D.
Ing. Jaroslav Pindor, Ph.D.
Ing. Vladimír Toman
prof. Ing. Karel Tomášek, CSc.
Ing. Zdeněk Vašek, Ph.D.EVRAZ VÍTKOVICE STEEL, a.s., Ostrava, Česká republika
U.S. Steel Košice, s.r.o., Košice, Slovenská republika
Politechnika Śląska, Katowice, Polsko
Politechnika Częstochowska, Częstochowa, Polsko
Univerzita obrany, Brno, Česká republika
TRINECKÉ ŽELEZÁRNY, a.s., Třinec, Česká republika
VUT v Brně, Brno, Česká republika
ŽDAS, a.s., Žďár nad Sázavou, Česká republika
MATERIALOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., Ostrava, Česká republika
ŽP VVC s.r.o., Podbrezová, Slovenská republika
VÍTKOVICE, a.s., Ostrava, Česká republika
MATERIALOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., Ostrava, Česká republika
Hutnictví železa, a.s., Praha, Česká republika
TU v Košiciach, Slovenská republika
ArcelorMittal Ostrava, a.s., Ostrava, Česká republika**Grafika titulní strany/Graphic design of the title page**Miroslav Juřica, e-mail: grafik@konstrukce.cz
a red./and Chief Editor**Podkladová fotografie/Underlying photograph**Mgr. Viktor Mácha, viktor.macha@centrum.cz
Tisk/Printing
T-print s.r.o., Průmyslová 1003, 739 65 Třinec

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

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. K předplatnému se připočítává poštovné vycházející z dodávek každému odběrateli. Po dohodě se zahraničními odběrateli je možno stanovit cenu v Euro (€) jako souhrnnou včetně poštovného. Předplatné se automaticky prodlužuje na další období, pokud je odběratel jeden měsíc před uplynutím abonentního období písemně nezruší prostřednictvím listinné nebo elektronické pošty. Objednávky na předplatné přijímá redakce nebo SEND Předplatné, spol. s r.o., Ve Žlíbku 1800/77, hala A3, 193 00 Praha 9-Horní Počernice (225 985225, send@send.cz). Informace o podmínkách publikace, inzerce a reklamy podává redakce.

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

© OCELOT s.r.o., 2014

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

Abstracts of the main articles are published in Czech, Slovak and English version at the web site of the Metallurgical Journal.

The journal is published 6 times a year. Price of a single issue is CZK 200 without VAT. Net price of basic annual subscription is CZK 1,190, student have 20% discount against the confirmation of study. Forwarding cost (postage) is added to the net price of subscription. Upon agreement with the foreign customers the subscription price, including postage, can be paid in Euro. Subscription is automatically renewed for the next year, unless the customer does not cancel it at the latest one month before the expiry of the subscription period in writing or by electronic mail. Orders are to be sent to the Editorial Office or SEND Předplatné, spol. s r.o., Ve Žlíbku 1800/77, hala A3, 193 00 Praha 9-Horní Počernice (+042 225985225, send@send.cz). Editorial Office provides also information on the conditions of publication of articles and on conditions of advertising.

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

© OCELOT s.r.o., 2014

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

O b s a h/ C o n t e n t

Recenzované vědecké články/Peer-reviewed scientific papers

Ing. Rostislav Kawulok, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Ing. Filip Vančura, Ing. Stanislav Rusz, Ph.D., Ing. Petr Opěla 3

Vliv velikosti zrna a předchozí deformace na ARA diagram oceli 20MnCrS5
Influence of Grain Size and Previous Deformation on the CCT Diagram of the Steel 20MnCrS5

Ing. Lenka Kunčická, doc. Ing. Radim Kocich, Ph.D., Ing. Ivo Szurman, Ph.D., Ing. Martin Pohludka 10

Vliv extrémní plastické deformace na texturu a substrukturu u nově navržené slitiny Mg-Dy-Al-Zn-Zr
Influence of Severe Plastic Deformation on Texture and Substructure in a Newly Developed Mg-Dy-Al-Zn-Zr Alloy

Ing. Petr Jonšta, Ph.D., Ing. Irena Vlčková, Ph.D., Ing. Miriam Gabčová, prof. Ing. Zdeněk Jonšta, CSc. 14

Analýza plazmově nitridovaných vnitřních povrchů hlavní z chrom-molybdenové oceli PO209
Analysis of Plasma Nitrided Inner Surfaces of the Firearms Barrel Systems made from PO209 Chromium –Molybdenum Steel

Ing. Tomáš Čegan Ph.D., Ing. Jan Juřica, Ing. Kateřina Skotnicova Ph.D. Ing. Daniel Pettlák 20

Zjemnění mikrostruktury slitiny Ti-47Al-8Nb masivní transformací a vliv zjemnění na mechanické vlastnosti v tlaku
Refinement of Microstructure of Ti-47Al-8Nb Alloy by Massive Transformation and Effect of Refinement on Compression Properties

doc. RNDr. Jaroslav Vlček, CSc., doc. Dr. Ing. Michal Lesňák, Mgr. Petr Otipka, Ing. Ivo Vávra, CSc. 26

Aproximace metalických nanostruktur efektivním médiem
Effective Medium Approximation of Metallic Nanostructures

Recenzované výzkumné články/Peer-reviewed research papers

prof. Ing. Karel Michalek, CSc., prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc., doc. Ing. Karel Gryc, Ph.D., doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D., doc. Ing. Markéta Tkadlečková, Ph.D., Ing. Ladislav Socha, Ph.D., doc. Ing. Rostislav Dudek, Ph.D., Ing. Monika Kawuloková, Ph.D., Ing. Michaela Strouhalová, Ing. Silvie Rosypalová, Ph.D., Ing. Simona Zlá, Ph.D. 30

Rozsah výzkumných aktivit v „Laboratoři modelování procesů v tekuté a tuhé fázi“ projektu RMTVC
The Scope of Research Activities in the "Laboratory for Modelling of Processes in the Liquid and Solid Phases" of the Project RMSTC

doc. Ing. Markéta Tkadlečková, Ph.D., prof. Ing. Karel Michalek, CSc., Dr. Ing. Ladislav Válek, Ing. Marek Kováč, doc. Ing. Karel Gryc, Ph.D., doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D., Ing. Ladislav Socha, Ph.D., prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc., Ing. Monika Žaludová, Ph.D., Ing. Simona Zlá, Ph.D., Ing. Michaela Strouhalová 39

Numerické modelování tuhnutí plynule litéch kruhových ocelových předlitků za tepelně ustálených podmínek
Numerical Modelling of Solidification of Continuously Cast Round Steel Billets under Thermal Steady State Conditions

Ing. Petr Opěla, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Bohuslav Chmiel, Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Ing. Stanislav Rusz, Ph.D., Ing. Rostislav Kawulok 46

Plastické vlastnosti nástrojové oceli 48Cr8MoV za vysokých teplot
Plastic Properties of Tool Steel 48Cr8MoV at High Temperatures

Ing. Petr Unucka, Ph.D., Ing. Roman Noga, Mgr. Marek Vindyš 51

Ověření vlivu průměru trnu a jeho polohy pro technologii děrování
Verification of the Piercing Plug Diameter and its Position for Piercing Technology

prof. Ing. Jaromír Drápala, CSc., Ing. Kateřina Konečná, Ing. Gabriela Kostiuková, Ing. Michal Madaj, Ing. Jan Klapsia, Ing. Vít Michenka, CSc., Ing. Petr Milata 55

Strukturně-metalurgický rozbor odlitků ze slitiny Cr-Ni
Structural and metallurgical analysis of castings from Cr-Ni alloy

Ing. Lenka Faltýnková, Ing. Roman Gabor, Ph.D. 63

Stanovení koncentrace prvků v závislosti na analyzované hloubce s využitím techniky GDOES
Determination of Elemental Concentration in Dependence on the Analysed Depth with Utilization of GDOES Technique

<i>Ing. Jiřina Vontorová, Ph.D., doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.</i>	67
Studium zinkové vrstvy na plechu po tepelném ovlivnění pájením <i>Study of Zinc Layer on the Plate after the Heat Influencing by Soldering</i>	
<i>Ing. Tomáš Perna, Ing. Jaroslav Pindor, Ph.D.</i>	73
Spojení matematického modelování a numerických simulací pro objektivně vyladěné modely tvářecích procesů <i>Combination of Mathematical and Numerical Simulations for Objectively Tuned Models of Forming Processes</i>	
<i>Ing. Silvie Brožová, Ph.D. Ing. Ivan Šperlín, prof. Ing. Jaromír Drápala, CSc.</i>	78
Regulace napětí a jalového výkonu u disperzních zdrojů v soustavě VN <i>Control of Voltage and Reactive Power of Dispersion Sources in HV Network</i>	

Informační články/Informative articles

hutní výroba v ČR a SR/Metallurgical production in Czech Republic and Slovak Republic	84
zprávy z podniků, institucí a řešitelských pracovišť/News from companies, institutions and research working sites	91
historie hutnictví/History of metallurgy	93
nová literatura/New books	95
společenská kronika/Social chronicle	97
hutnictví ve světě/Metallurgy in the world	100
historický seriál/Historical serial	102

Dodavatelé příspěvků ve všeobecné části:

- Hutnictví železa, a.s. • Česká slévárenská společnost. • Odborná společnost Ocelové pásy • HPFM, a.s.
- pravidelní dopisovatelé • redakce

Inzerenti a objednatelé reklamy:

- Basalt Prague, s.r.o. • Laboratoř pro akcelerované creepové testy RMTVC, VŠB-TU Ostrava

Recenzované vědecké články

Vliv velikosti zrna a předchozí deformace na ARA diagram oceli 20MnCrS5

Influence of Grain Size and Previous Deformation on the CCT Diagram of the Steel 20MnCrS5

Ing. Rostislav Kawulok¹, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.¹, Ing. Petr Kawulok, Ph.D.¹, Ing. Filip Vančura², Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.¹, Ing. Petr Opěla¹

¹ VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, katedra tváření materiálů, Regionální materiálově technologické centrum, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

² Kovárna VIVA a.s., Vavrečkova 5333, 760 01 Zlín, Česká republika

Byl posuzován vliv velikosti zrna a předchozí deformace na ARA diagram oceli 20MnCrS5. V první řadě byl posuzován vliv teploty austenitizace na velikost zrna. V další řadě byly na základě dilatometrických testů, provedených na univerzálním plastometru Gleeble 3800, sestaveny tři typy ARA diagramů oceli 20MnCrS5. Prvním typem byl ARA diagram bez vlivu předchozí deformace a další dva typy byly ovlivněny předchozí deformací, která ovšem probíhala za různých teplot (850 a 1150 °C). Na základě provedených experimentů, lze tvrdit, že zkoumaná ocel vykazuje výrazný lineární nárůst zrna s teplotou v rozmezí 950 – 1150 °C. Dále je možné říct, že předchozí deformace má akcelerující účinek na fázové transformace jen v případě, když materiál nemá dostatek času pro uzdravení deformované struktury. To byl především případ diagramu ovlivněného vysokoteplotní deformací při teplotě 1150 °C, kdy vždy došlo k eliminaci předchozího zpevnění a kdy vzorky z této teploty chladly výrazně déle než v případě teploty 850 °C. Celý ARA diagram je tak výrazně posunutý směrem k delším časům, kromě počátku perlitické přeměny.

Klíčová slova: ocel 20MnCrS5; dilatometrické testy; ARA diagram bez/s vlivem deformace.

The effect of both grain size and previous deformation on CCT diagram of the steel 20MnCrS5 was evaluated. At first the influence of temperature on the grain size was assessed. It was found that the grain of the investigated steel up to the temperature of 950 °C was growing only slightly, whereas grain growth in the temperature range of 950 – 1150 °C was intensive and virtually linear. Afterwards three types of CCT diagrams of the steel 20MnCrS5 were created based on dilatometric tests performed on universal plastometer Gleeble 3800. The first one was CCT diagram without influence of previous deformation, and the second and third one were influenced by the previous deformation (DCCT diagrams), which ran at different temperatures. There were thus low-temperature diagrams at deformation temperature of 850 °C and high-temperatures diagrams at deformation temperature of 1150 °C. Heating was always running directly at the deformation temperature and after two-minute dwell the samples were deformed by a uniaxial compression with a true strain of 0.35 and a strain rate of 1 s⁻¹. Cooling rates were chosen in the range from 25 to 0.16 °C·s⁻¹ in such a way that they covered the whole area of phase transformation of the examined steel. In the case of CCT diagram without influence of deformation, a comparison was done with the CCT diagram, which was obtained by the computing using the software QSteel for the same deformation conditions as in the case of diagram, based on dilatometric test. Then, all three types of CCT diagrams obtained by dilatometric test were mutually compared. Accuracy of all diagrams based on dilatometric tests was confirmed by metallographic analyses and hardness measurements.

Key words: steel 20MnCrS5; dilatometric tests; CCT and DCCT diagrams.

V odborné literatuře lze nalézt mnoho údajů o diagramech anizotermického rozpadu austenitu různých typů oceli. Znalost těchto diagramů je velmi užitečná při řízení struktury oceli ve fázi jejich ochlazování po tváření za tepla, nebo při jejich tepelném zpracování

spojeném s fázovými přeměnami [1 – 3]. Konkrétních informací o vlivu předchozí deformace na ARA diagramy je podstatně méně, protože jejich sestavování na základě experimentálních výsledků je náročnější [3 – 5].

Rozpadové diagramy jsou většinou konstruovány po austenitizaci při nízké teplotě (blízko křivky Ar₃), a vyhovují tak podmínkám tepelného zpracování (např. normalizace), nebo ochlazování po řízeném tváření [6]. V případě záпустkového kování jsou však z důvodu velkých lokálních deformací často voleny relativně velmi vysoké teploty [2]. Důležitá otázka pak je, nakolik taková vysokoteplotní deformace a následné dlouhotrvající ochlazování oceli před její přeměnou austenit/ferit ovlivní průběh jednotlivých fázových transformací. Klíčovou roli budou v tomto případě hrát postdynamické uzdravovací procesy a velikost austenitického zrna po deformaci, rekrystalizaci a případném zhrubnutí nových zrn během ochlazování [6].

Tento příspěvek je zaměřen na posouzení vlivu nízkoteplotní i vysokoteplotní deformace a nepřímo i velikosti výchozího austenitického zrna na kinetiku fázových transformací oceli 20MnCrS5. S využitím univerzálního plastometru Gleeble 3800, který je instalovaný v laboratoři Regionálního materiálově technologického centra (RMTVC) VŠB-TU Ostrava [7], byly provedeny dilatometrické testy dilatometrických testů a sestaveny rozpadové diagramy typu CCT (ARA) a DCCT (ARA s vlivem předchozí deformace). Ocel 20MnCrS5 se v praxi využívá k záпустkovému kování ozubených kol, klikových hřídelí a dalších vysoce namáhaných součástí [8, 9].

Popis experimentu

Na oceli 20MnCrS5, jejíž chemické složení dle normy EN 10084-1998 [9] dokumentuje tab. 1, byly provedeny 3 sady dilatometrických testů (bez deformace, s nízkoteplotní a s vysokoteplotní deformací) a navíc byla určena velikost zrna v závislosti na teplotě austenitizace.

Tab. 1 Chemické složení zkoumané oceli v hm. % [9]
Tab. 1 Chemical composition of investigated steel in wt. % [9]

C	Si	Mn
0,17 - 0,22	max. 0,4	1,10 - 1,40
P	S	Cr
max. 0,035	0,02 - 0,04	1,00 - 1,30

Protože lze očekávat jistý vliv velikosti původního zrna na rozpadové diagramy i u zkoumané oceli 20MnCrS5, byly provedeny zkoušky zahrnující ohřev vzorků na různou teplotu (za podmínek odpovídajících následným dilatometrickým testům), fixaci jejich struktury zakalením do vody a metalografické analýzy (po naleptání hranic původních austenitických zrn).

Pro dilatometrické zkoušky byly připraveny 2 typy vzorků. Pro dilatometrické zkoušky bez deformace byly vyrobeny vzorky o průměru 10 mm a celkové délce 84 mm s dutými hlavovými částmi a redukovanou střední částí vzorku o průměru 5 mm a délce 5 mm. Tento typ vzorků není vhodný pro aplikace tlakové deformace, a proto byly pro dilatometrické testy s vlivem deformace

zvoleny válcovité vzorky typu SICO o průměru 10 mm a délce ohřívání části 20 mm.

V případě dilatometrických testů s vlivem předchozí nízkoteplotní deformace byly vzorky po ohřevu a výdrži na teplotě 850 °C deformovány jednoosým tlakem skutečnou deformací 0,35 deformací rychlostí 1 s⁻¹ a následně ochlazovány zvolenými rychlostmi 25 – 20 – 12 – 7 – 3,5 – 2 – 1 – 0,6 – 0,16 °C s⁻¹ na teplotu 25 °C.

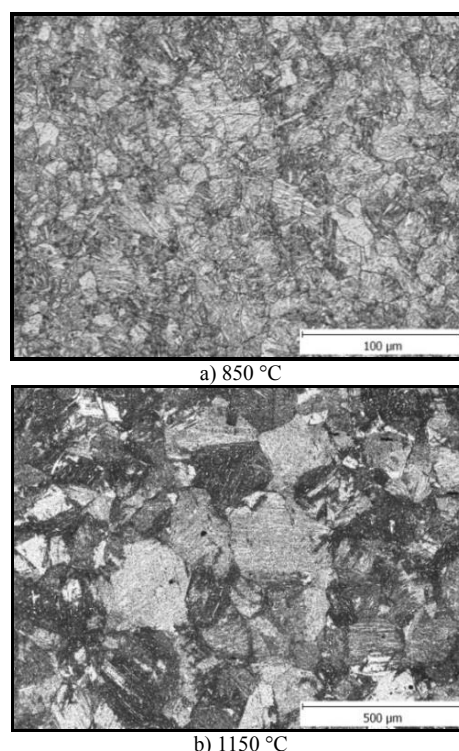
V případě dilatometrických testů s vlivem předchozí nízkoteplotní deformace byly vzorky po ohřevu a výdrži na teplotě deformovány při teplotě 850 °C jednoosým tlakem skutečnou deformací 0,35 s deformací rychlostí 1 s⁻¹ a následně ochlazovány zvolenými rychlostmi 25 – 20 – 12 – 7 – 3,5 – 2 – 1 – 0,6 – 0,16 °C s⁻¹ na teplotu 25 °C.

V poslední řadě byly provedeny dilatometrické testy s vlivem předchozí vysokoteplotní deformace, kdy byla zvolena teplota austenitizace 1150 °C, následně jednoosý tlak skutečnou deformací 0,35 a s deformací rychlostí 1 s⁻¹. Další postup byl analogický jako v předchozím případě, s vybranými rychlostmi ochlazování 20 – 12 – 7 – 3,5 – 2 – 1 – 0,6 – 0,16 °C s⁻¹.

Všechny zkoušené vzorky byly následně podrobeny metalografickým analýzám a měření tvrdosti HRC.

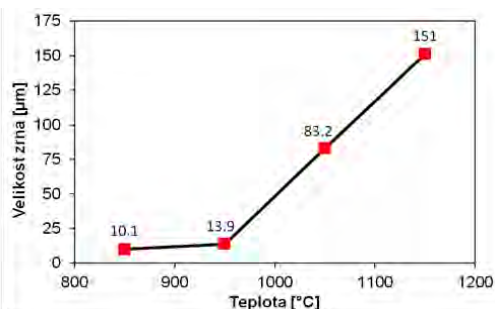
Vliv teploty ohřevu na velikost zrna

Vliv teploty ohřevu na velikost původního austenitického zrna byl sledován pro teploty ohřevu 850, 950, 1050 a 1150 °C. Z těchto testů byla pořízena fotodokumentace mikrostruktury – viz obr. 1.



Obr. 1 Austenitické zrna po různých teplotách ohřevu
Fig. 1 Austenitic grain after various heating temperatures

Pro stanovení velikosti zrna byla použita lineární průsečíková metoda dle ČSN EN ISO 643 [10]. Výsledky jsou graficky znázorněny v obr. 2.

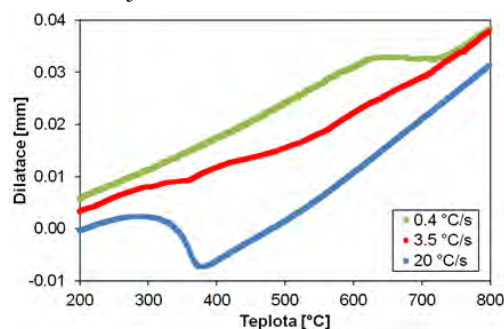


Obr. 2 Velikost zrna v závislosti na teplotě ohřevu
Fig. 2 Influence of the heating temperature on the grain size

Z obr. 2 je jasně patrné, že pod teplotou ohřevu 950 °C hrubne zrno zkoumané oceli jen mírně, zato v rozsahu 950 – 1150 °C velmi prudce, a to prakticky lineárně v závislosti na teplotě.

Dilatometrie bez deformace

Z dilatometrických testů oceli 20MnCrS5 byly nejprve provedeny ty zkoušky, jež nebyly ovlivňovány předchozí deformací. Příklad vlivu různých rychlostí ochlazování na dilataci vzorků ze zkoumané oceli dokumentuje obr. 3.



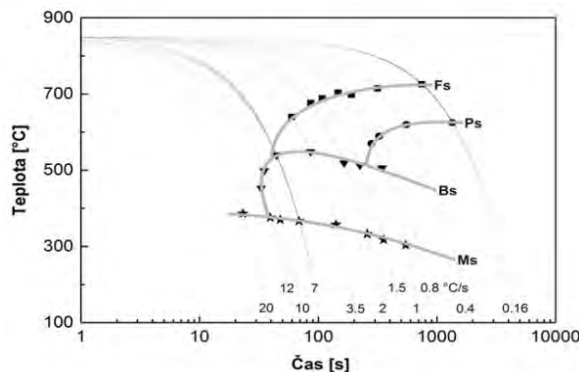
Obr. 3 Dilatační křivky při ochlazování oceli 20MnCrS5 (bez předchozí deformace)
Fig. 3 Dilatation curves for cooling of the steel 20MnCrS5 (without preceding deformation)

Po získání těchto dilatačních křivek bylo možno pomocí specializovaného CCT softwaru, který dodala firma DSI spolu s plastometrem Gleeble 3800, sestavit ARA diagram zkoumané oceli bez vlivu předchozí deformace (obr. 4).

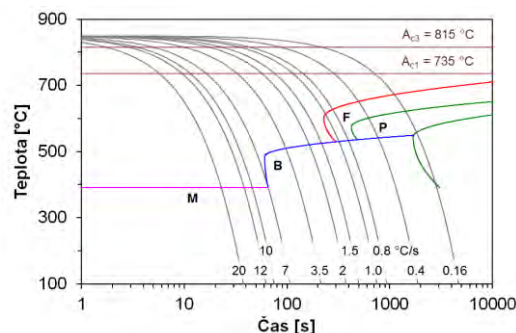
Za účelem srovnání byl pro shodné experimentální podmínky i velikost původního zrna vypočten analogický rozpadový diagram v programu QTSteel fy ITA s.r.o. (obr. 5).

Je zřejmé, že matematickým modelováním sestavený ARA diagram vykazuje oproti experimentální realitě významné odchylky. Křivka F_s (start feritické přeměny) je posunuta k výrazně delším časům, křivka B_s (start bainitické přeměny) má zcela odlišný průběh a křivka M_s (start martenzitické přeměny) nepokračuje s

klesajícím trendem pod bainitickou oblastí. Relativně nejlepší shoda byla zaznamenána pro oblast perlitu (P).

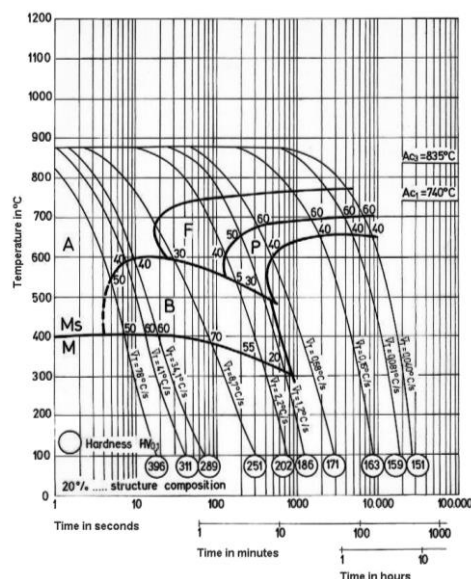


Obr. 4 ARA diagram oceli 20MnCrS5 (bez vlivu předchozí deformace)
Fig. 4 CCT diagram of the steel 20MnCrS5 (without effect of preceding deformation)



Obr. 5 ARA diagram oceli 20MnCrS5 sestavený softwarem QTSteel
Fig. 5 CCT diagram of the steel 20MnCrS5 constructed by using the software QTSteel

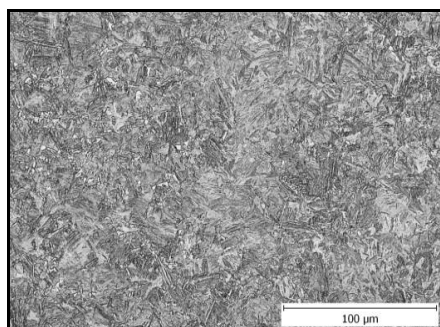
Oba tyto ARA diagramy oceli 20MnCrS5 (obr. 4 a 5) byly ještě navíc srovnány s ARA diagramem ekvivalentní oceli 20MnCr5 (obr. 6), u kterého však chybí detailní popis podmínek, při kterých byl diagram sestaven [11].



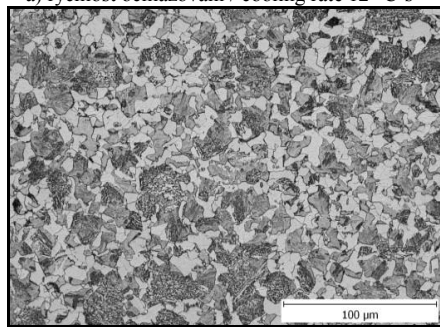
Obr. 6 ARA diagram ekvivalentní oceli 20MnCr5 [11]
Fig. 6 CCT diagram of equivalent steel 20MnCr5 [11]

Ze srovnání ARA diagramů obou typů oceli, 20MnCrS5 (obr. 4) a 20MnCr5 (obr. 6), je zřejmé, že všechny křivky ARA diagramu oceli 20MnCr5 (obr. 6) jsou téměř o řád posunuty doleva směrem ke kratším časům. Co se týče tvarů jednotlivých křivek, je možné kromě F_s křivky hovořit o jejich shodném průběhu.

Optickou metalografickou analýzou byla konfrontována správnost dilatometricky sestavených ARA diagramů. V případě ARA diagramu neovlivněného deformací potvrdilo metalografické studium, že pro rychlosti ochlazování vyšší než $12\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ je struktura zkoumané oceli tvořena výhradně martenzitem s minoritním podílem zbytkového austenitu. V případě rychlosti ochlazování $12\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ je struktura tvořena především martenzitem s bainitickými ostrůvky a ojediněle i se zbytkovým austenitem – viz obr. 7a). Na obr. 7b) je zobrazena struktura deformačně neovlivněného vzorku, který byl ochlazován rychlostí $1\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$. V případě této rychlosti je struktura tvořena směsí feritu, bainitu, martenzitu a místy i perlitu.



a) rychlost ochlazování / cooling rate $12\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$



b) rychlost ochlazování / cooling rate $1\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$

Obr. 7 Příklady mikrostruktur dilatometricky zkoušených vzorků (bez deformace)

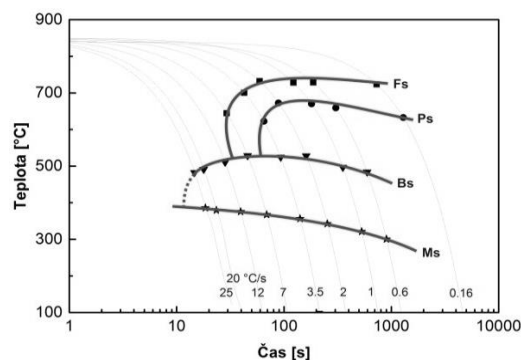
Fig. 7 Examples of microstructure of the samples subjected to dilatometric tests (without deformation)

Dilatometrie s deformací

Další fází experimentu bylo sestavení ARA diagramů ovlivněných předchozí deformací (nízkoteplotní 850 °C a vysokoteplotní 1150 °C). Na obr. 8 je zobrazen DCCT diagram sestavený pro teplotu deformace 850 °C .

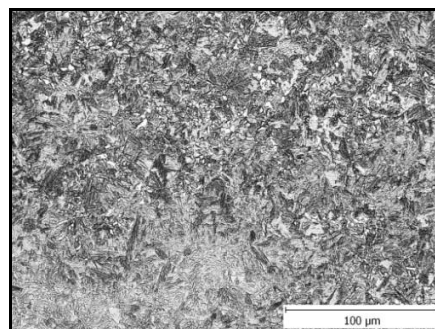
Ze srovnání DCCT – 850 °C (obr. 8) s CCT diagramem (obr. 4) je zřejmý vliv předchozí deformace na polohu a tvar jednotlivých křivek. Oblast feritu začíná při kratších časech (tzn. vyšších rychlostech ochlazování). Křivka B_s se posouvá směrem ke kratším časům a nižším teplotám. Nejméně je ovlivněna poloha křivky

M_s , naopak nejvýraznější změny vykazuje křivka P_s . Právě transformace perlitu je nejvýrazněji akcelerována deformací. Jelikož s klesající rychlostí ochlazování roste pravděpodobnost uzdravení deformované struktury postdynamickou rekrystalizací, tak je možné účinek plastické deformace eliminovat [6, 12]. Právě tento efekt lze pozorovat i v případě diagramu DCCT – 850 °C , kdy při rychlosti ochlazování nižší než $1\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ jsou transformační křivky prakticky shodné s analogickými křivkami CCT diagramu – viz obr. 4 a 8.

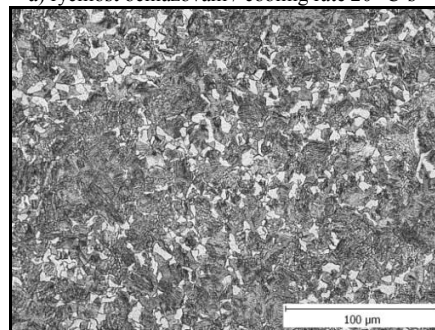


Obr. 8 DCCT diagram oceli 20MnCrS5 (teplota deformace 850 °C)

Fig. 8 DCCT diagram of the steel 20MnCrS5 (deformation temperature 850 °C)



a) rychlost ochlazování / cooling rate $20\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$



b) rychlost ochlazování / cooling rate $2\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$

Obr. 9 Příklady mikrostruktur dilatometricky zkoušených vzorků (deformace při 850 °C)

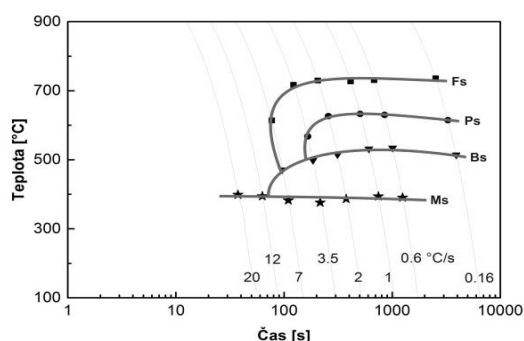
Fig. 9 Examples of microstructure of the samples subjected to dilatometric tests (deformation at 850 °C)

Výsledky dilatometrických testů byly i v případě vzorků deformovaných za teploty 850 °C podpořeny metalografickými analýzami. Vybrané příklady dokumentuje obr. 9. Obr. 9a), byl pořízen pro vzorek ochlazovaný rychlostí $20\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ a odpovídá předpokladům DCCT diagramu na obr. 8, čili struktura je tvořena především martenzitem a malým podílem bainitu, včetně minimálního výskytu zbytkového

austenitu. V případě obr. 9b), byl snímek pořízen pro rychlost ochlazování $2\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Zde je již struktura složena všemi složkami s vyrovnaným podílem základních fází, dále feritem a minimálním podílem perlitu.

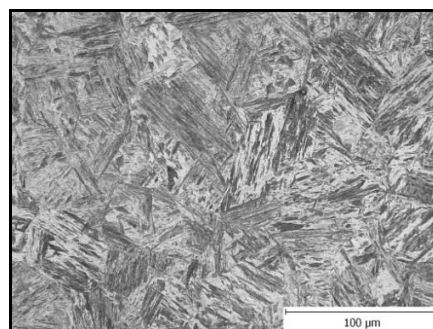
Faktorem komplikujícím tyto rozborů však je velikost výchozího austenitického zrna. Obecně se má za to, že hrubší zrno má za následek pomalejší průběh přeměn využívajících ve své nukleační fázi právě hranice zrn (typicky přeměna austenit – ferit) a nepřímo tím podporuje kinetiku martenzitické transformace [6, 13]. Ovšem realita může být o něco složitější a jak ukazovaly například experimenty v práci [13], toto tvrzení nemusí platit pro všechny objemové podíly martenzitu, nicméně základní trend by měl být zřejmý. Jemná austenitická zrna mají za následek větší hustotu hranic zrn, jež tvoří překážky pro růst objemu martenzitu [6].

Tyto předpoklady byly zkoumány dilatometrickými testy o parametrech shodných jako v předešlé (nízkoteplotní) etapě, ale po teplotě austenitizace a deformace $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$. Jejich výsledky posloužily k sestavení dalšího DCCT diagramu v obr. 10.

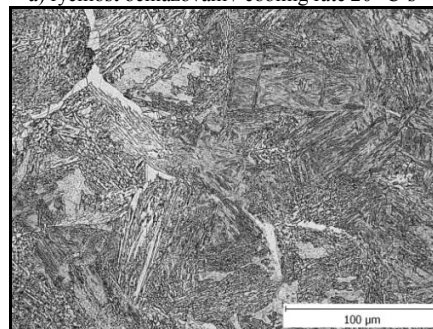


Obr. 10 DCCT diagram oceli 20MnCrS5 (teplota deformace $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$)
Fig. 10 DCCT diagram of the steel 20MnCrS5 (deformation temperature $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$)

I v případě vysokoteplotní dilatometrie s deformací ($1150\text{ }^{\circ}\text{C}$) byly vzorky podrobeny analýzám mikrostruktury. Tyto analýzy ověřily správnost ARA diagramu sestaveného pro teplotu austenitizace i deformace $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$. Také proto je možné konstatovat, že za těchto podmínek je struktura oceli 20MnCrS5 po ochlazování rychlostí vyšší než $12\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ tvořena výhradně martenzitem. Tento fakt potvrzuje i obr. 11a), na němž je zobrazena martenzitická struktura vzorku po ochlazování rychlostí $20\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. V případě nižších rychlostí ochlazování (pod $3,5\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) je struktura tvořena všemi fázemi, ovšem s převládajícím podílem bainitu. Rychlost ochlazování $1\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ tuto skutečnost potvrzuje – viz obr. 11b).



a) rychlost ochlazování / cooling rate $20\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$



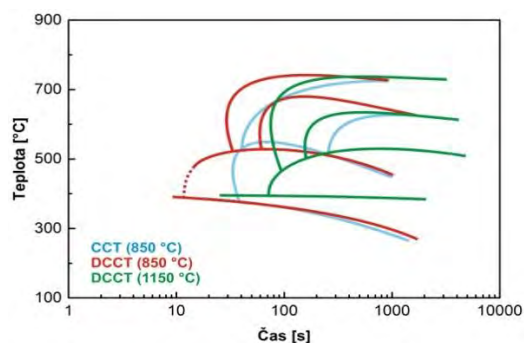
b) rychlost ochlazování / cooling rate $1\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

Obr. 11 Příklady mikrostruktur dilatometricky zkoušených vzorků (deformace při $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Fig. 11 Examples of microstructure of the samples subjected to dilatometric tests (deformation by $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$)

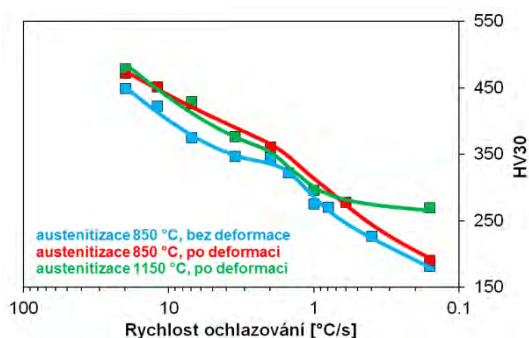
Pro účely přehlednějšího srovnání všech tří experimentálně získaných rozpadových diagramů byl sestaven graf v obr. 12. Je evidentní, že DCCT diagram odpovídající teplotě austenitizace $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ je oproti CCT diagramu globálně posunut doprava, tedy k delším časům – s významnou výjimkou počátku perlitické transformace (a rovněž s menší odchylkou jisté části křivky F_s – při kratších časech). Teplota M_s je v tomto případě prakticky nezávislá na rychlosti ochlazování. Ze srovnání křivek odpovídajících oběma DCCT diagramům vyplývá, že deformace při teplotě $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ akcelerovala většinu fázových přeměn (viz posun křivek směrem ke kratším časům), zatímco deformace při teplotě $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ měla zdánlivě opačný vliv. Ve skutečnosti poloha křivek u DCCT diagramu po vysokoteplotní austenitizaci i deformaci je primárně ovlivněna jinými dvěma faktory – dobou ochlazování a velikostí výchozího zrna.

K ochlazení z teploty $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ na referenční teplotu $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ je třeba doby 15 s při rychlosti $20\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, resp. cca 30 minut při rychlosti $0,16\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Tento faktor sám o sobě posouvá všechny křivky DCCT diagramu po vysokoteplotní deformaci směrem doprava. Vlastní deformace při teplotě $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ v tomto případě neměla akcelerační účinek na průběh fázových transformací, protože během ochlazování z vysoké teploty došlo k odpevnění tvářeného materiálu statickou rekrytalizací. Ta však proběhla za tak vysokých teplot, že to nevedlo k dostatečnému zjemnění austenitického zrna před fázovými transformacemi.



Obr. 12 Srovnání tří dilatometricky určených rozpadových diagramů
Fig. 12 Comparison of three disintegration diagrams determined by dilatometry

Z grafického znázornění závislosti tvrdosti na rychlosti ochlazování (obr. 13) je zřejmý základní logický trend s jistou diskontinuitou při rychlostech ochlazování 2,0 - 3,5 °C·s⁻¹. Deformace při teplotě 850 °C vedla ke zvýšení tvrdosti cca o 10 % vzhledem k nedeformovanému stavu. Tvrdost po vysokoteplotní deformaci se díky zvýšenému obsahu zákalných složek prakticky shoduje s tvrdostí po nízkoteplotní deformaci. Anomální je tvrdost vzorku ochlazovaného z vysoké teploty rychlostí 0,16 °C·s⁻¹, a to kvůli vzniku mimořádného podílu zákalných složek ve velmi hrubozrnné struktuře.



Obr. 13 Vliv rychlosti ochlazování na tvrdost vzorků po dilatometrii
Fig. 13 Effect of cooling rate on the hardness of the samples after dilatometry

Závěry

Metalograficky bylo zjištěno, že pod teplotou ohřevu 950 °C hrubne zrna zkoumané oceli jen mírně, zato v rozsahu 950 – 1150 °C velmi prudce, a to prakticky lineárně v závislosti na teplotě.

Kombinací dilatometrických testů, metalografických analýz a měření tvrdosti byl sestaven ARA diagram po austenitizaci na teplotě 850 °C, který byl srovnán s diagramem matematicky sestaveným v programu QTSteel za totožných podmínek. Doplňkově bylo ještě provedeno porovnání s diagramem typově podobné oceli 20MnCr5, uvedeným v dřívějších pracích.

Srovnání poloh křivek rozpadu austenitu v ARA diagramech získaných výpočtem a z experimentu ukazuje na výrazný posun všech křivek vypočteného diagramu doprava, směrem k delším časům. Byla tak prokázána nenahraditelnost náročných fyzikálních

experimentů při přesném popisu kinetiky fázových transformací v průběhu ochlazování konkrétní oceli různými rychlostmi. Dilatometricky stanovený ARA diagram zkoumané oceli 20MnCrS5 je posunut o řád doprava směrem k delším časům vůči diagramu oceli 20MnCr5 převzatému z literatury. To ovšem mohlo být způsobeno jinými podmínkami, při nichž probíhaly samotné dilatometrické testy.

Sestavení DCCT diagramu po austenitizaci na teplotě 850 °C (s vlivem nízkoteplotní deformace) prokázalo významnou akceleraci feritické, perlitické i bainitické transformace. Čas zahájení martenzitické přeměny nebyl předchozí deformací ovlivněn.

DCCT diagram sestavený po austenitizaci na teplotě 1150 °C (s vlivem vysokoteplotní deformace) je charakteristický posunem všech křivek směrem k delším časům. Významnou výjimkou z tohoto obecného trendu představuje křivka počátku perlitické přeměny. I po rychlosti ochlazování 0,16 °C·s⁻¹ ve struktuře převažují zákalné složky, neboť hrubé zrna má za následek pomalejší průběh přeměn využívajících ve své nukleační fázi právě hranice zrn. Neprojevil se akcelerační účinek vysokoteplotní deformace, protože v době mezi vlastní deformací a příslušnou fázovou transformací vesměs proběhlo odpevnění protvářené struktury.

Přímý vliv vysokoteplotní deformace na rozpadový diagram je zanedbatelný, naopak klíčový je vliv velikosti austenitického zrna před fázovou přeměnou. Po vysokoteplotní deformaci může struktura zrekrystalizovat a při pomalém ochlazování můžou nová zrna zhrubnout. Z praktického hlediska by bylo velmi přínosné kvantifikovat vliv velikosti původního austenitického zrna na kinetiku vybraných fázových transformací oceli 20MnCrS5 doplňkovými experimenty, založenými na dilatometrii bez předchozí deformace, ale po odstupňovaných teplotách ohřevu vedoucích k různému zhrubnutí zrna.

Poděkování

Práce byly provedeny v rámci řešení projektu č. LO1203 a projektu č. SP2014/100 financovaných MŠMT ČR.

Literatura

- [1] JECH, J. *Teplné zpracování oceli*. 1. vydání. Praha: SNTL, 1983, 392 s.
- [2] SILBERNAGEL, A., et al. *Struktura, vlastnosti, zkoušení a použití kovů*. 1. vydání. Ostrava: KovoSil Ostrava, 2011, 284 s. ISBN 978-80-903694-6-7
- [3] KAWULOK, R., et al. Vliv deformace na diagram anizotermického rozpadu austenitu oceli 32CrB4. *Hutnické listy*, roč. 67, 2014, č. 4, s. 16-20. ISSN 0018-8069
- [4] DUTTA, R. K., et al. Kinetics of bainitic transformation and transformation plasticity in a high strength quenched and tempered structural steel. *Materials Science and Engineering A*, roč. 559, 2013, s. 86-95. ISSN 0921-5093
- [5] GRAJCAR, A., OPIELA, M. Influence of plastic deformation on CCT-diagrams of low-carbon and medium-carbon TRIP-steels.

- Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, roč. 29, 2008, č. 1, s. 71-78. ISSN 1734-8412
- [6] ŽÍDEK, M. *Metalurgická tvařitelnost ocelí za tepla a za studena*. 1. vydání. Praha: Aleko, 1995, 348 s. ISBN 80-85341-45-X
- [7] SCHINDLER, I., KAWULOK, P. Aplikační možnosti plastometru Gleeble 3800 se simulačním modulem Hydrawedge II na VŠB-TU Ostrava. *Hutnické listy*, roč. 66, 2013, č. 4, s. 85-90. ISSN 0018-8069
- [8] <http://www.metalravne.com/selector/steels/20mnrcs5.html>
- [9] ČSN EN 10084-1998. Oceli k cementování - Technické dodací podmínky. Praha: Český normalizační institut, 2000
- [10] ČSN EN ISO 643. Ocel - Mikrografické stanovení velikosti zrn. Praha: Český normalizační institut, 2003
- [11] <http://www.metalravne.com/selector/steels/ec100.html>
- [12] JANDOVÁ, D., VADOVICOVÁ, L. Influence of deformation on austenite decomposition of steel 0.5C-1Cr-0.8Mn-0.3Si, In: *Metal 2004*, Conference Proceedings. Ostrava: Tanger Ltd, 2004, paper No. 223
- [13] LEE, S. J., LEE Y. K. Effect of Austenite Grain Size on Martensitic Transformation of a Low Alloy Steel. *Materials Science Forum*, roč. 475-479, 2005, s. 3169-3172

Andritz dostal zakázku na válcovnu ušlechtilých ocelí za studena na Tchaj-wanu

Stahl Aktuell

1. 10. 2014

Rakouský technologický koncern Andritz obdržel zakázku na druhý stupeň výstavby válcovny ušlechtilých ocelí za studena Walsin Lihva na Tchaj-wanu. Zakázka zahrnuje dodávku linky na rovnání ohybem a tahem, mořírny a regeneračního zařízení pro válcovnu ušlechtilých ocelí za studena. Uvedení do provozu je plánováno na 3. čtvrtletí 2016. Andritz již v roce 2010 dostal od Walsinu zakázku na stavbu válcovny za studena s roční kapacitou 350 kt/r. Mořicí linka bude moci být provozována jako první na světě prakticky bez nitrátů.

IPO plány společnosti Evraz jsou konkrétnější

Stahl Aktuell

30. 9. 2014

Evraz PLC, jeden z největších ruských výrobců oceli, podal v souvislosti s plánovaným vstupem na burzu žádost o registraci u Securities and Exchange Commission. Se vstupem na burzu chce Evraz redukovat svoje dluhy a profitovat z relativně stabilního ocelářského trhu v USA. V Chicagu usazený Evraz North America se koncentruje především na výrobu oceli pro obor plynu a ropy, plynovody a ropovody a na výrobky pro železniční infrastrukturu v USA a Kanadě. Celkem 6 provozů dosáhlo v první polovině roku 2014 obrátu 1,5 mld. USD, tj. více než pětinu celkového obrátu Evrazu.

Wuppermann objednává u SMS

Stahlreport

9/2014

Skupina Wuppermann zadala firmě SMS Siemag zakázku na dodávku linky pro pozinkování a moření širokých pásů válcovaných za tepla pro nový závod v maďarském Györu-Gönyu. SMS dodá kompletní linku včetně mechaniky, technologie, jakož i elektroniky a automatizace. Linka bude zprovozněna v roce 2016 a má zpracovávat ročně 500 tis. t ocelových pásů. Šířky pásů leží mezi 400 a 1650 mm, tloušťky mezi 1,0 a 6,0 mm. Pozinkování bude probíhat rychlostí pásu až 150 m·min⁻¹.

VoestAlpine k energetickým nákladům hutnictví

Stahl Aktuell

2. 10. 2014

Rakouský výrobce oceli VoestAlpine nemá podle slov svého šéfa Wolfganga Edera v současnosti žádnou jinou volbu, než stavět nové závody v Severní Americe a v Asii. Důvodem jsou ve světovém měřítku extrémně vysoké náklady na elektrickou energii a plyn. Zatímco v Evropě stojí 1 MWh zemního plynu 25 až 35 €, v USA je to jen 8,5 €. U el. proudu činí cenový rozdíl mezi Rakouskem a USA 60 € za každou MWh. Eder si v interview dále stěžuje na klimatickou a environmentální politiku EU. Ta se neustále mění a stává se pro průmysl stále větší a stále méně vypočitatelnou zátěží.

Influence of Severe Plastic Deformation on Texture and Microstructure in a Newly Developed Mg-Dy-Al-Zn-Zr Alloy

Vliv extrémní plastické deformace na texturu a mikrostrukturu u nově navržené slitiny Mg-Dy-Al-Zn-Zr

Ing. Lenka Kunčická¹, doc. Ing. Radim Kocich, Ph.D.¹, Ing. Ivo Szurman, Ph.D.², Ing. Martin Pohludka²

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

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

The aim of the paper was to investigate substructure characteristics of a newly developed Mg-Dy-Al-Zn-Zr alloy after severe plastic deformation (SPD). The specimens in as cast state and previously annealed were deformed by high pressure torsion (HPT), three revolutions at room temperature. In the as-cast microstructure, three structure phases occurred. A significant decrease of grain size with increasing annealing temperature was achieved; ultra-fine grains of an area smaller than $10 \mu\text{m}^2$ were observed especially in the sample annealed at 300°C for 16h (up to 80%). Fibre type textures formed from the initial random texture orientations after deformation, as well as differences in texture orientations indicate activation of various slip systems.

Key words: magnesium alloy; severe plastic deformation; HPT; texture; grain size.

Cílem této práce byla analýza mikrostrukturních charakteristik u nově navržené slitiny Mg-Dy-Al-Zn-Zr po extrémní plastické deformaci. Slitina byla odlita pomocí vakuové indukční pece Supercast do podoby krátké tyče o průměru 20 mm, z níž byly naděleny vzorky pro další zpracování. Vzorky byly po nařezání podrobeny rozpouštěcímu žití při teplotě 520°C po dobu 8 hodin a poté rozděleny do několika skupin. Tyto skupiny byly následující: stav bez dodatečného tepelného zpracování, vzorky žité na 250°C po 16 hodin, vzorky žité na 300°C po 16 hodin. Výše uvedené vzorky - byly také dále deformovány pomocí technologie HPT (high pressure torsion), třemi otáčkami při pokojové teplotě. Analýzy byly poté prováděny jak na nedeformovaných vzorcích, tak na vzorcích po deformaci. Tím tedy vzniklo šest rozdílných analyzovaných stavů. V nedeformované struktuře byla prokázána přítomnost tří základních strukturních fází. Mimo základní matici byla přítomna také segregovaná fáze a precipitáty s vysokým obsahem Dy. Dále byly na vzorcích prováděny analýzy velikosti zrn. Tyto analýzy byly prováděny poblíž povrchových i středových oblastí vzorku, aby byl zaznamenán vliv nerovnoměrné deformace pomocí HPT. Výsledky prokázaly významné zjemnění struktury se zvyšující se teplotou tepelného zpracování. Především ve vzorku žitém na 300°C po dobu 16 hodin byla nalezena zrna o ploše menší než $10 \mu\text{m}^2$ (až 80 %). Ve vzorku žitém na 250°C po dobu 16 hodin bylo pozorováno přibližně 70 % zrn o ploše menší než $10 \mu\text{m}^2$, zatímco ve vzorku bez dodatečného tepelného zpracování to bylo jen necelých 40 %. Z původních náhodných textur se po HPT zformovaly vláknité textury. Rozdíly v orientacích textur jsou s největší pravděpodobností způsobeny aktivací rozdílných skluzových systémů. U vzorků žitých na 300°C po 16 hodin byla pozorována převládající vláknitá textura typu „C“, což poukazuje na silnou aktivaci pyramidálních skluzových systémů. Zatímco u vzorku nežitého bylo jasně patrné texturní vlákno „P“, což ukazuje především na aktivaci bazálního skluzového systému. Textura u vzorku žitého na 250°C po dobu 16 hodin byla komplexnější, což naznačuje aktivaci rozdílných skluzových systémů v přibližně shodné míře. Spolu s bazálním systémem zde byly aktivní také prizmatické a pyramidální skluzové systémy. Změny skluzových systémů jsou s největší pravděpodobností zapříčiněny právě změnami ve velikostech zrn a precipitací.

Klíčová slova: hořčíková slitina; extrémní plastická deformace; http; textura; velikost zrna.

SPD technologies were designed to improve mechanical properties of materials via grain refinement. In order to support grain refinement, recrystallization must be disabled, so that the SPD processes are carried out under cold conditions. On the other hand, these conditions support plastic anisotropy and texture development that can be significant especially in HCP crystal lattice metals, for which the formability is limited [1, 2]. Moreover, the properties and formability of HCP metals

are dependent on the activated slip systems.

The plastic anisotropy, as well as the activated slip systems, can both be evaluated using observations of crystalline texture [3].

Some of the most common SPD methods are equal channel angular pressing (ECAP) [4] and its modifications (ECAP-PBP [5], NECAP [6], TCAP [7]),

accumulative roll bonding (ARB) [8] or high pressure torsion (HPT) [9], which was used in this experiment.

Magnesium alloys are a perspective solution for various industrial branches, some of them are promising biodegradable materials, since their mechanical properties are close to the properties of human bones [10]. The unique combination of their strength, corrosion behaviour and bio-absorbability offers less invasive surgical repair of cardiovascular and other tissue functions. Orthopaedic implants made from Mg alloys, which are bio-absorbable, can temporarily replace damaged or diseased bone tissue. To improve the properties, the Mg-based materials can be alloyed with other biocompatible elements, such as Zn, Zr, or RE (Dy, Gd, Nd, etc.) [11, 12], or their structure can be refined by a plastic deformation. The Mg-Dy-Al-Zn-Zr is a newly developed alloy expected to also be suitable for biomedical applications.

The focus of this paper was the investigation of the substructure of the newly developed Mg-Dy-Al-Zn-Zr alloy. Texture observations were carried out using scanning electron microscopy (FEG-SEM). Together with texture, grain sizes after HPT were observed using optical microscopy. This is a first basic report on the microstructure of the newly developed alloy. Morphology of the structure phases and precipitates and more information on the mechanical properties will be investigated in following publications.

Material and methods

The material was prepared by melting of the AZ31 alloy with the addition of solid Zr and Dy slivers in the Supercast vacuum induction furnace and cast in the shape of a rod with a diameter of 20 mm. The overall chemical composition in wt.% is given in Table 1.

Tab. 1 Overall chemical composition of the alloy and distribution of alloying elements within the phases

Tab. 1 Chemické složení slitiny a rozložení legujících prvků v jednotlivých fázích

Element [wt%]	Mg	Dy	Al	Zn	Zr
content (overall)	87.67	9.40	2.05	0.70	0.18
phase 1 (matrix)	97.49	1.87	0.32	0.32	0.10
phase 2 (segregation)	79.91	20.51	0.58	6.88	0.12
phase 3 (precipitates)	6.80	68.83	23.60	0.61	0.16

The rod was cut into circular specimens of 6 mm in height. The samples were all solution annealed at 520 °C for 8 hours, quenched and subsequently divided into three groups; processed in annealed state (sample I), aged for 16 hours at 250°C (sample II) and aged for 16 hours at 300°C (sample III), both cooled in air. A specimen from each of the groups was subjected to three HPT revolutions at 2.5 GPa, 0.5 RPM and 20°C.

After processing, the samples were prepared for the analyses by grinding on SiC papers and etching in 5:1 distilled water and nitric acid solution, while electrolytic and vibration polishing preceded the EBSD analyses. The chemical composition and structural phases were observed with a Quanta FEG 450 SEM microscope, a Tescan LYRA 3 XMU FEG/SEM device was used for EBSD texture analyses.

Results

Chemical composition

In the structure, the matrix rich in Mg, a segregated phase and Dy-rich precipitates can be observed (Figure 1). The chemical composition of the three phases in wt.% is also presented in Table 1.

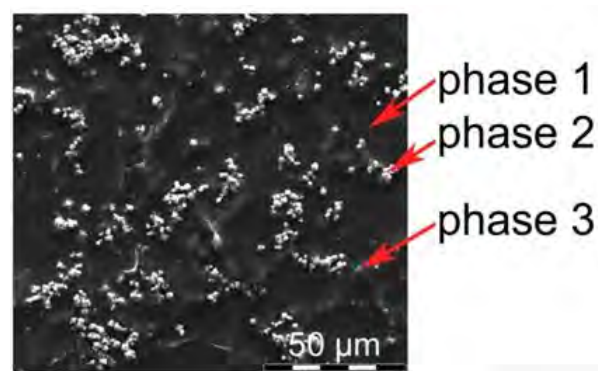


Fig. 1 SEM-BSE microstructure analysis
Obr. 1 Mikrostrukturní analýza SEM-BSE

Grain size

The grain size analyses were performed on a cross-section along a disc sample vertical edge. Microstructure was observed in the central (Fig. 2, point A) and surface (Fig. 2, point B) regions since the distribution of the imposed strain within a sample is not homogenous during HPT. The volume fractions of grain areas for all the deformed specimens are summarised in the dependence in Figure 3a. Intensive grain refinement, increased by previous thermal processing, is obvious. In Figure 3b, the most refined structure of the sample III-point B is shown as an example.

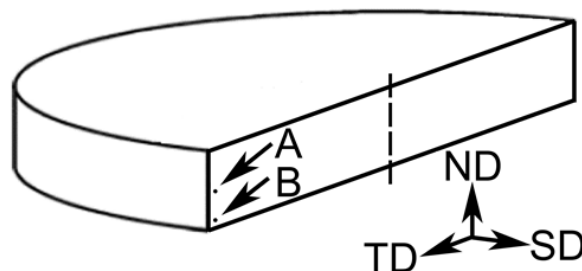


Fig. 2 Schematic illustration of the sample cross-section
Obr. 2 Schématické znázornění řezu vzorkem

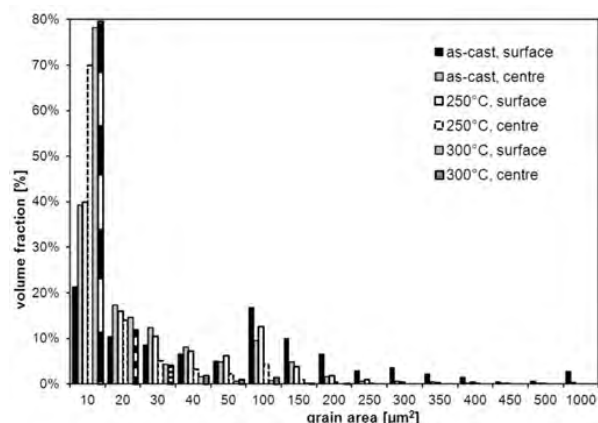


Fig. 3a Grain area volume fractions in the deformed samples, according to their areas

Obr. 3a Objemové podíly zrn po deformaci, rozložení podle jejich plochy

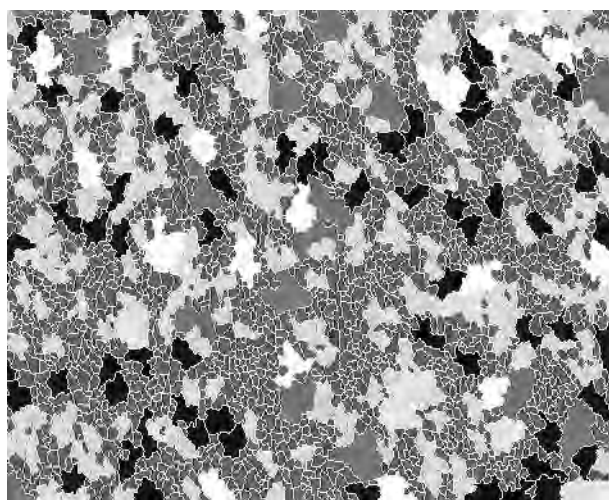


Fig. 3b Refined structure of the sample III-bod B

Obr. 3b Zjemněná struktura vzorku III-point B

Textures

All the microtextures are characterized by $\{0001\}$ and $\{10-10\}$ pole figures. The non-deformed specimens' crystallographic textures are shown in Figures 4a-c, a random distribution of texture is evident in all the samples. Local maximums are evident, however no preferential fibre orientations were observed.

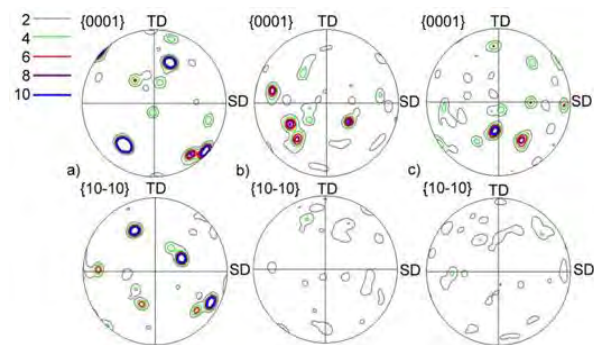


Fig. 4 Textures before deformation a) non-aged, b) 250°C/16h, c) 300°C/16h

Obr. 4 Textury vzorků před deformací a) bez stárnutí, b) 250°C/16h, c) 300°C/16h

Figures 5a-c show the textures of the deformed specimens. The P1 fibre formed in the texture of the sample I, the c-axes of the crystallites are oriented 90° to the SD (Fig. 5a). In the sample II, the Y fibre is evident, since the crystallites have a tendency to be oriented 90° to the SD. A tendency to form the P and C fibres occurs as well. The c-axes of the crystallites are oriented 45° to the normal direction ND and incline $\sim 30^\circ$ in the shear plane (Fig. 5b). A strong C fibre can be seen in the texture of the sample III, however there is a deviation from the ideal position. The c-axes are first rotated 90° in the SD and then $\pm 30^\circ$ to the shear plane direction (Fig. 5c).

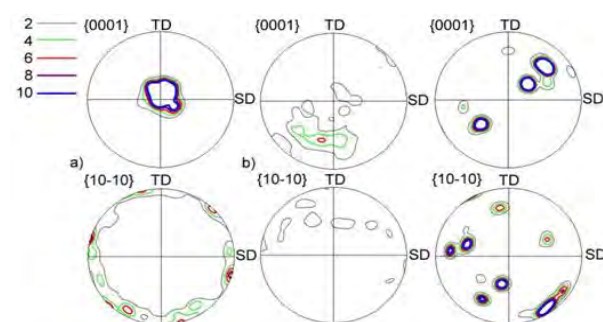


Fig. 5 Textures after 3 revolutions of HPT a) non-annealed, b) 250°C/16h, c) 300°C/16h

Obr. 5 Textury vzorků po deformaci třemi otáčkami HPT a) bez stárnutí, b) 250°C/16h, c) 300°C/16h

Discussion

The three phases occurring in the as-cast microstructure are in accordance with the findings of Yang et al. [12]. The initial solution treatment of the alloy was chosen according to the above mentioned experiment [12]. The 250°C annealing temperature was chosen on the basis of experiments carried out elsewhere [12, 14], while the temperature of 300°C was implemented in order to investigate its influence on the grain refinement.

As is evident from Figure 3a, the largest volume of grains smaller than $10 \mu\text{m}^2$ is in the sample III (80% region A, 78% region B). In the sample II-A, 70% of grains are smaller than $10 \mu\text{m}^2$, whereas in the sample I-A it is 39%. The sample II-B contains 40% of grains with an area smaller than $10 \mu\text{m}^2$ and for the sample I-B the highest fine grains content is 21%. The grain sizes also decreased with the increasing distance from the surface to the centre (along the sample vertical edge) due to the influence of friction during deformation [15].

Plastic deformation led to a microtexture formation in all the specimens. The thermal treatments before HPT introduced changes in textures, which were caused by activation of different preferential slip systems. The P1 fibre formation in the sample I points to the activation of prismatic and pyramidal slip systems [1]. In the sample II, Y, P and C fibres occur, which refers to the activation of all the available slip systems. A strong C fibre texture is obvious in the sample III, which indicates a strong activation of pyramidal slip systems.

These changes can be explained by the formation of precipitates and grain refinement during ageing, which caused changes of the values of critical resolved shear stress (CRSS) for basal {0001}, prismatic {10-10} and pyramidal {11-20} slip planes [3,16].

Conclusions

A newly designed potential bio-candidate Mg-Dy-Al-Zn-Zr alloy was investigated. A significant influence of thermal processing and severe deformation of the grain size was proven. The largest volume of grains with an area smaller than $10\ \mu\text{m}^2$ was detected in the 300°C/16h sample (78% and 80% in the surface and central regions, respectively). In the as-cast sample, more than half of the grains in the surface region and 82% in the central region were smaller than $50\ \mu\text{m}^2$ (80% and 94% for the 250°C/16h sample, respectively). Texture observations showed strong activation of pyramidal slip systems, especially in the most fine grained 300°C/16h sample.

Acknowledgements

We would like to thank Ing. Petr Král, Ph.D. (ASCR, Brno) for his help with SEM analyses. This paper was created in the Project No. LO1203 "Regional Materials Science and Technology Centre - Feasibility Program" funded by the Ministry of Education, Youth and Sports of the Czech Republic.

Literature

- [1] BEAUSIR, B., TÓTH, L.S., NEALE, K.W. Acta Mater. 2007;55:2695-705
- [2] WANG, Y.N., HUANG, J.C. Mater. Chem. Phys. 2003;81:11-26
- [3] BISWAS, S., DHINWAL, S.S., SUWAS, S. Acta Mater. 2010;58:3247-61
- [4] KOCICH, R., SZURMAN, I., KURSA, M., FIALA, J. Mater. Sci. Eng. A 2009;512:100-4
- [5] KUNCICKA, L., KOCICH, R., DRAPALA, J., ANDREYACHSHENKO, V.A. Metal 2013 Conf Proc 2013:391-96
- [6] GU, C.F., TÓTH, L.S. Scripta Mater. 2012;67:33-6
- [7] KOCICH, R., KUNCICKA, L., MIHOLA, M., SKOTNICOVA, K. Mater. Sci. Eng. A 2013;563:86-94
- [8] KOCICH, R., MACHACKOVA, A., FOJTIK, F. Int. J. Mech. Sci. 2012;64:54-61
- [9] SERRE, P., FIGUEIREDO, R.B., GAO, N., LANGDON, T.G. Mater. Sci. Eng. A 2011;528:3601-08
- [10] GU, X.N., ZHENG, Y.F. Front Mater. Sci. China 2010;4:111-15
- [11] ZONG, Y., YUAN, G., ZHANG, X., MAO, L., NIU, J., DING, W.. Mater. Sci. Eng. B 2012;177:395-401
- [12] YANG, L., HUANG, Y., FEYERABEND, F., WILLUMEIT, R., MENDIS, C., KAINER, K.U., HORT, N. Acta Biomater. 2013;9:8499-508
- [13] BI, G., FANG, D., ZHAO, L., LIAN, J., JIANG, Q., JIANG, Z. Mater. Sci. Eng. A 2011;528:3609-14
- [14] YANG, L., HUANG, Y., FEYERABEND, F., WILLUMEIT, R., KAINER, K.U., HORT, N. J., Mech. Behav. Biomed. 2012;13:36-44
- [15] ZHILYAEV, A.P., LANGDON, T.G. Prog. Mater. Sci. 2008;53:893-979
- [16] VERLINDEN, B., DRIVER, J., SAMAJDAR, I., DOHERTY, R.D. Thermo-mechanical processing of metallic materials. 1st ed. Amsterdam: Elsevier, 2007.

Logistika se stává nejsilnějším sloupem ThyssenKrupp

Westdeutsche Allgemeine

27. 9. 2014

Obchodní oblast logistiky již tvoří čtvrtinu obrátu koncernu. Zárodečná buňka tohoto procesu je obchodník s ocelí ThyssenKrupp Schulte z Dortmundu. S 11 mld. € tvoří dnes toto obchodní pole jeden z nejsilnějších sloupů essenského průmyslového gigantu. Specialista pro ocel a obchod s kovy patří také k celosvětově největším obchodníkům se surovinami. Po začlenění zpět koupeného výrobce ušlechtilé oceli Terni a VDM předčí odnož ThyssenKrupp „Material & Service“ nejen obchod s kovy společnosti ArcelorMittal, jakož i oba hlavní čínské konkurenty, ale zřetelně i velkého německého konkurenta Klöckner & Co z Duisburgu. Pro obě dcery vyrábějící ušlechtilé oceli hledá ale koncern střednědobě stále kupce, protože se chce výroby ušlechtilých ocelí zcela zbavit. Úsek „Material & Service“ roste. Z malého podniku v Dortmundu se vyvinul celosvětový podnik s 27 tisíci pracovníky, který na 500 místech pečuje o 250 tisíc zákazníků. 14 milionů druhů zboží – suroviny, kovy, ale i jiné materiály jsou obchodní komoditou této společnosti. K zákazníkům patří i významní výrobci v automobilovém průmyslu.

Analýza plazmově nitridovaných vnitřních povrchů hlavní z chrom-molybdenové oceli PO209

Analysis of Plasma Nitrided Inner Surfaces of the Firearms Barrel Systems made from PO209 Chromium –Molybdenum Steel

Ing. Petr Jonšta, Ph.D.¹, Ing. Irena Vlčková, Ph.D.², Ing. Miriam Gabčová³, prof. Ing. Zdeněk Jonšta, CSc.³

¹ VÍTKOVICE HEAVY MACHINERY, a.s., Ruská 2887/101, 703 00 Ostrava-Vítkovice, Česká republika

² VÚHŽ a. s., Laboratoře a zkušebny, 739 51 Dobrá 240, Česká republika

³ VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, katedra materiálového inženýrství, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

Článek se zabývá stanovením podmínek plazmové nitridace vnitřních povrchů dutin vybraného ocelového materiálu používaného na hlavňové systémy palných zbraní. Cílem byl výběr materiálu a stanovení tlaku plazmové nitridace tepelně zpracovaných trubek na zhotovení hlavní. Byla vybrána ocel PO 209. Byly navrženy podmínky realizace plazmové nitridace pro dosažení potřebných mechanických vlastností k zajištění účinného použití nitridovaných součástí pro hlavňové systémy. Na základě praktických zkušeností byly navrženy tlaky plazmové nitridace v rozmezí 400 – 600 Pa, při průměru dutin 6 – 8 mm. Byl sledován průnik nitridace do dutiny, tedy hloubka nanitridování vnitřního povrchu v dutinách a složení vzniklých vrstev na vnitřních površích. Účelem bylo zajištění požadovaných mechanických vlastností, zejména odolností proti opotřebení.

Klíčová slova: plazmová nitridace; vnitřní povrchy; nitridovaná vrstva; mikrostruktura; mikrotvrdost.

The article deals with the determination of conditions for plasma nitriding of cavities of internal surfaces of selected steel material used for the firearms barrel systems. Our objective consisted in selection of materials and in determination of the pressure for plasma nitriding of heat treated tubes for -manufacture of the barrels. We selected the steel PO 209. Specific conditions for implementation of plasma nitriding were proposed in order to achieve the necessary mechanical properties -for an efficient use of nitrided parts in the barrel systems. On the basis of practical experience we proposed pressure for plasma nitriding in the range from 400 to 600 Pa, for the average cavities 6-8 mm.

Nitriding penetration into the cavity was investigated, thus the depth of the inner surface nitriding in the cavities and the resulting -composition of the layers formed in the inner surfaces. The purpose was to ensure the desired mechanical properties, particularly wear resistance. In this way, chemical-heat treatment for the proposed conditions of implementation was monitored using progressive method of chemical heat treatment - plasma nitriding, as a way of processing, which lead to the achievement of excellent mechanical properties and obtaining of higher operational efficiency of firearms' barrels in the ways ensuring high environmental quality.

Key words: plasma nitriding; inner surfaces; nitrided layer; microstructure; microhardness.

Kvalita materiálů používaných ve strojírenských oborech závisí na vývoji nových, progresivnějších technologií. Rozvoj technologií je jeden z nejdůležitějších aspektů, který umožňuje v určitých mezích zvyšovat kvalitu materiálů používaných v technické praxi. Důvodem rozvoje a vývoje zcela nových technologií jsou neustále se zvyšující nároky na používané materiály. V mnohých odvětvích průmyslu jsou nároky na materiály tak značné, že se ani s využitím nejmodernějších technologií výroby nedaří požadavky naplnit.

Zvýšení kvality strojních částí lze docílit několika způsoby. Základem je volba vhodné technologie procesu výroby základního materiálu. V případě kovových materiálů se jedná o výrobu oceli optimálního chemického složení a metalurgické čistoty.

Za předpokladu použití současných moderních technologií výroby a při stále rostoucích požadavcích konstruktérů, je jednou z možností dosažení požadovaných parametrů oceli využití nových povrchových technologií.

Jednou z vyvíjených povrchových technologií je nitridace. Jedná se o technologii upravující povrchové vlastnosti materiálů.

V předloženém článku je pozornost věnována aplikaci technologie plazmové nitridace na exponované součásti zbraňových systémů, konkrétně vnitřní povrchy (dlouhé dutiny). Cílem je získání nových poznatků z oblasti chemicko-tepelného zpracování těchto povrchů a jejich následná využitelnost v praxi. Vzhledem k faktu, že je hlaveň velmi exponovanou součástí zbraně je nezbytné,

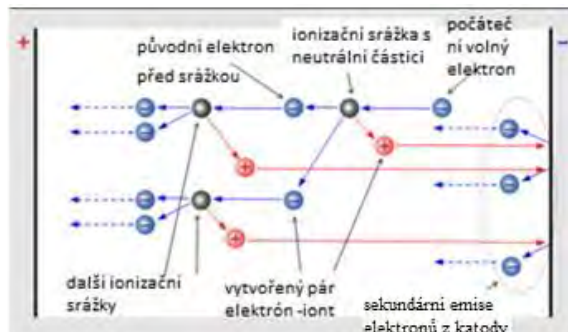
aby aplikovaná vrstva zvyšovala její kvalitativní parametry. Je nezbytné dosáhnout vysoké tvrdosti, teplotní stálosti, odolnosti proti abrazivnímu a mechanickému opotřebení způsobenému protlačováním střely vývrtem a doprovodnými neshořelými zbytky prachové náplně [1,2].

Nitridování

Nitridace je způsob povrchové úpravy materiálu využívající postupné sycení povrchu součásti dusíkem za předem stanovených teplot. Vytvořená vrstva dosahuje po procesu difúze dusíku vysoké tvrdosti v důsledku disperze nitridů legujících prvků. Difúzní nitridovaná vrstva disponuje rozdílným chemickým složením [2, 3]. Proces nitridace může probíhat v různých prostředích. Z hlediska vývoje technologie bylo v minulosti využíváno procesu chemického rozkladu čpavku na jednotlivé komponenty (NH_3 , směsí NH_3+N). Základním nedostatkem chemického rozkladu čpavku byla nízká efektivita procesu, chemická reakce v rámci procesu při nízkých teplotách kolem 500°C se ukázala jako velmi zdoluhavá a problémová. V současné době je nejrozšířenější technologií tzv. plazmová nitridace [3-6].

Plazmová nitridace

Princip plazmové nitridace spočívá ve využití fyzikálních vlastností ionizovaného plynu. Jak známo, plyn je za normálních podmínek nevodivý. Jeho vodivost se zvyšuje za předpokladu zvýšení volných částic s nábojem. Jinak řečeno, plyn se stává vodivým tzv. ionizací, při níž dochází ke štěpení molekul plynu na volné elektrony a kationty, přičemž uvolněné elektrony se mohou připojovat k neutrálním molekulám a vytvářet anionty. V plynech se vytváří jak kladné ta i záporné ionty a volné elektrony (obr. 1). Energie dodaná do prostředí musí být dostatečná, aby došlo k ionizaci molekul, tedy k jejich rozštěpení. Tato energie se nazývá ionizační energií, jež je udávána v elektronvoltech. V případě vodíku je ionizační energie $13,5\text{eV}$ [7, 9].



Obr. 1 Princip plazmové nitridace [4]
Fig. 1 The principle of plasma nitriding

Současně s ionizací však v plynech probíhá tzv. rekombinace, což je prakticky děj opačný. Rekombinací je způsobeno zvyšování počtu ionizovaných molekul,

což způsobuje zvýšení vodivosti. Vhodným vnitřním uspořádáním pak lze v prostředí ionizovaného plynu dosáhnout uspořádaného pohybu kationů k záporně nabitě katodě, elektronů a záporně nabitých anionů ke kladně nabitě anodě (obr. 2). Průchod elektrického plynu je nazýván výbojem.



Obr. 2 Výboj během nitridace, tzv. Eliášovo světlo [5]
Fig. 2 Discharge during nitriding (so called Elijah's light)

V případě technologie plazmové nitridace se jedná o výboj nesamostatný, tedy vznik iontů a elektron je způsobem cizím vnějším zdrojem, tzv. ionizátorem. Přestane-li ionizátor působit, dochází k rekombinaci a tím k poklesu ionizační energie, což způsobí útlum výboje. Proces ionizace je v případě plazmové nitridace zabezpečen zvýšením teploty plynu.

Při procesu plazmové nitridace dochází k postupnému sycení povrchu součásti materiálu dusíkem, jež je v plynné formě součástí nitridačního prostředí, tzv. plazmatu.

Procesem plazmové nitridace jsou v povrchové části materiálu součásti vytvářeny nitridy železa a legujících prvků. Nespornou výhodou je možnost řízení plazmy, přesnější řízení koncentrace plynu než tomu bylo např. u nitridace v soli či plynu. Technologie plazmové nitridace se jeví jako neefektivnější způsob nitridace. Jedním z důvodů je i snadné přivedení požadovaného množství plynu do zařízení a následná ionizace [8].

Experiment

Materiál a experimentální technika

Pro experimentální aplikaci nitridovaných vrstev do dutin byly vyrobeny vzorky z chrom-molybdenové oceli PO209. Chemická analýza byla realizována na zařízení SA2000 LECO metodou GDOES. Experimentálně zjištěné hodnoty jsou uvedeny v Tab. I.

Tab. I Chemické složení oceli PO209 (hm. %)
Tab. I Chemical composition of the steel PO209 (wt. %)

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	P	S
0,30	0,47	0,25	2,95	0,23	0,89	0,29	0,002	0,001

Pro aplikaci nitridovaných vrstev bylo vyrobeno 6 dutin a 12 referenčních vzorků pro potřeby provedení analýzy chemického složení metodou GDOES a měření univerzální tvrdosti. Referenční vzorky byly vždy nitridovány souběžně s danou vsázkou.

Do tyčí z oceli PO209 o průměru 38 mm byly technologií hlubokého vrtání vyvrtány otvory o průměrech 6 a 8 mm. Délka jednotlivých tyčí byla 500 mm. Vyvrtané tyče byly z vnější strany soustruženy na průměr 25 mm. Následně byly tepelně zpracovány dle Tab. II. Tepelným zpracováním bylo dosaženo tvrdosti 45 – 48 HRC.

Tab. II Tepelné zpracování oceli PO209
Tab. II Heat treatment of the steel PO209

Proces	Teplota [°C]	Prostředí
Termální kalení	940/190	Solná lázeň
Popouštění	650	Vakuum

Nitridace u vybraných vzorků byla provedena v nitridačním zařízení RÜBIG PN 60/60 (obr. 3) za podmínek nitridace uvedených v Tab. III. Každá část vzorků z daného materiálu byla dále členěna na série, které byly nitridovány při rozdílných tlacích nitridační atmosféry, s využitím jednostupňového procesu nitridace.

Tab. III Parametry plazmové nitridace
Tab. III Parameters of plasma nitriding

Teplota [°C]	500
Čas nitridace [h]	6
Atmosféra H ₂ /N ₂ [l·min ⁻¹]	24/8
Napětí [V]	530
Tlak [Pa]	400
Délka pulsu [μs]	100
Délka prodlevy [μs]	100



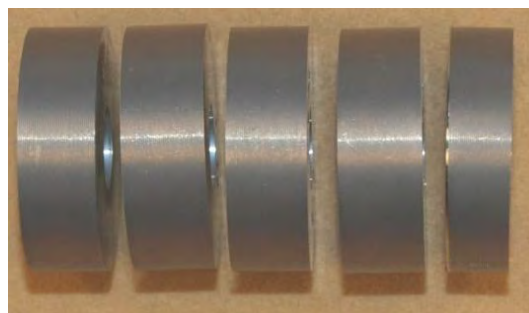
Obr. 3 Zařízení PN 60/60
Fig. 3 Device PN 60/60

Při plazmové nitridaci bylo použito rozsahu tlaku od 400 – 600 Pa. V počáteční fázi procesu plazmové nitridace byly povrchy vzorků iontově čistěny ionty argonu.

Nitridované dutiny byly od čelní části rozřezány brusným kotoučem (obr. 4) a dále osově rozříznuty na dvě poloviny tak, aby rovina řezu procházela osou otvoru. Osa otvoru tak ležela přímo v rovině řezu - obr. 5.

Po plazmové nitridaci bylo provedeno měření hloubkových koncentračních profilů na nitridovaných referenčních vzorcích metodou GDOES/QDP na přístroji SA 2000 LECO. Na základě průběhu profilů byl analyzován průběh koncentrace uhlíku a dusíku v hloubce vrstvy (obr. 10).

V rámci experimentálního měření byly provedeny analýzy mikrostruktury vrstev v příčném řezu s využitím optického mikroskopu OLYMPUS GX 51 a konfokálního laserového mikroskopu OLYMPUS OLS 3000 a dále byly experimenty zaměřeny na detekci tloušťky nitridované vrstvy, jež bylo analyzováno metodou měření mikrotvrdosti podle Vickerse s využitím automatizovaného mikrotvrdoměru LECO LM247AT. Měření univerzální tvrdosti nitridované vrstvy bylo měřeno na univerzálním tvrdoměru ZWICK ZHU 2.5.



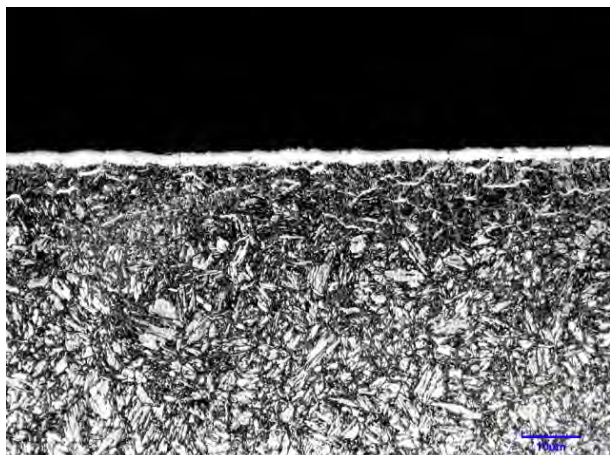
Obr. 4 Vzorek po rozřezání
Fig. 4 Cut sample



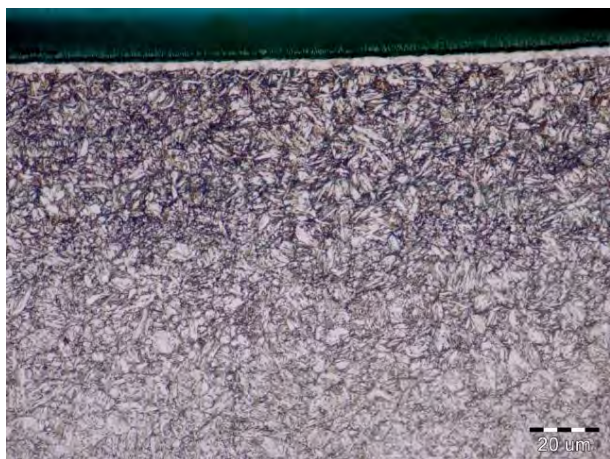
Obr. 5 Vzorek po osovém rozřezání
Fig. 5 Axial section of the sample

Diskuse dosažených výsledků

Struktura výchozího stavu chrom-molybdenové oceli byla vyhodnocena jako homogenní o mikrotvrdosti 550 HV0.05, což přibližně odpovídá stavu nízkouhlíkového popuštěného martenzitu (obr. 6, 7).

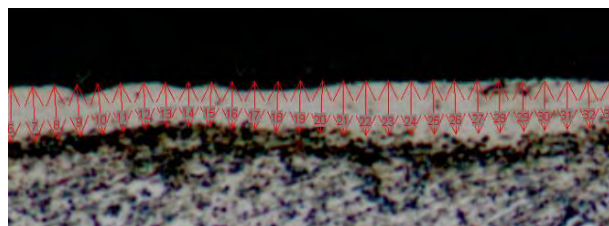


Obr. 6 Mikrostruktura vzorku z konfokálního mikroskopu, Nital 5 %
Fig. 6 Microstructure of the sample from the confocal microscope, Nital 5 %



Obr. 7 Mikrostruktura vzorku ze světelného mikroskopu, NITAL 5 %
Fig. 7 Microstructure of the sample from the light microscope, Nital 5 %

Proces plazmové nitridace vytvořil v povrchové vrstvě materiálu PO209 nitridovanou vrstvu skládající se z bílé a difúzní vrstvy. Tloušťka bílé vrstvy, představující lem nitridů, byla měřena světelným mikroskopem vybaveným programem ANALYSIS. Výsledná tloušťka bílé vrstvy byla hodnocena jako aritmetický průměr ze 100 měření (obr. 8). Tato měření byla provedena automaticky s využitím systému ANALYSIS [8,10,11].



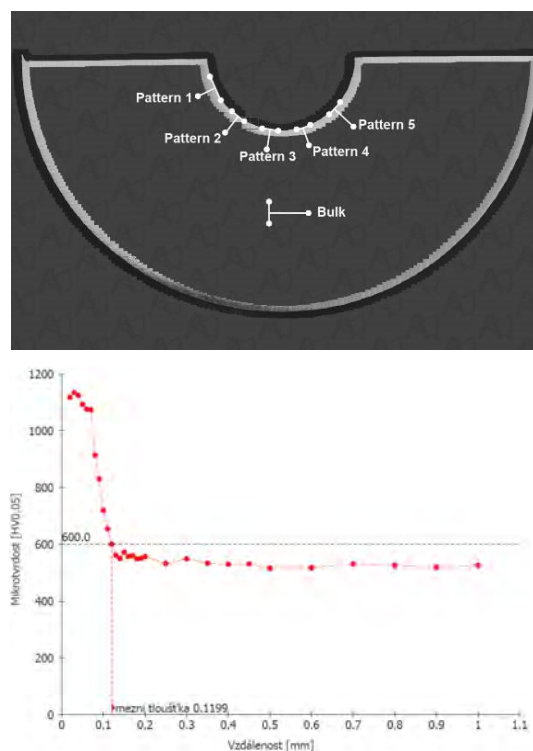
Obr. 8 Princip měření bílé vrstvy nitridů softwarem ANALYSIS
Fig. 8 The principle of measuring the white nitride layer using the ANALYSIS software

Dále byla měřena mikrotvrдость difúzní vrstvy každého vzorku metodou podle Vickerse, automatizovaným mikrotvrdoměrem LECO LM 247 AT. Mikrotvrdoměr byl vybaven softwarem AMH 43. Na základě měření mikrotvrdsti byla určena tloušťka nitridované vrstvy [12].

Nitridovaná vrstva byla měřena na pěti místech (pět vektory), přičemž krok měření byl nastaven na 0.01 mm. Zatížení bylo zvoleno 0.05 kg po dobu 10 sekund [19]. Pro vyhodnocení indentačních vpichů byl zvolen objektiv se zvětšením 1000×. V intervalu 0 – 1.1 mm bylo provedeno 30 měření. Konečná hodnota mikrotvrdsti pak byla dána aritmetickým průměrem všech tvrdostí v dané vzdálenosti od okraje měřeného vzorku (obr. 9).

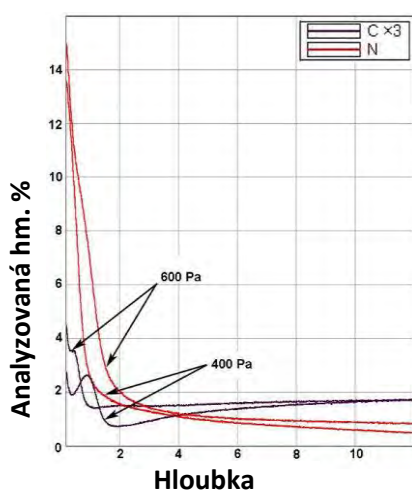
Při procesu plazmové nitridace vzorků oceli PO 209 byl pro každou vsázku zvýšen parciální tlak procesu plazmové nitridace o 100 Pa. Z experimentů měření tvrdosti plyne, že mezní tloušťka nitridované vrstvy je přímo úměrná rozdílu naměřených hodnot mikrotvrdsti plazmově nitridovaného vnitřního povrchu otvoru a základního materiálu. Výsledky měření chemického složení a mikrotvrdsti potvrzují, že mikrotvrdst je funkcí koncentrace dusíku. Nelze však jednoznačně stanovit, jaké tvrdosti odpovídá procentuální obsah dusíku.

Příklad měření hloubkového koncentračního profilu pro aplikované tlaky 400 a 600 Pa je prezentován na obr. 10.



Vzdálenost [mm]	Měření 1	Měření 2	Měření 3	Měření 4	Měření 5	Průměr [HV]
0.0100	1072	1024	898	861	815	934
0.0200	1199	1106	1089	1124	1072	1118
0.0300	1160	1142	1106	1142	1124	1135
0.0400	1179	1160	1124	1089	1072	1125
0.0500	1089	1072	1089	1072	1142	1093
0.0600	1072	1142	1072	1040	1056	1076
0.0700	1072	1072	1124	994	1106	1074
0.0800	826	951	860	860	1072	914
0.0900	752	873	849	815	860	830
0.100	672	706	680	640	898	719
0.110	655	648	596	688	680	653
0.120	603	589	576	596	632	599
0.130	563	551	545	533	610	560
0.140	545	557	539	545	557	548
0.150	603	596	533	539	583	571
0.160	545	545	583	539	570	556
0.170	539	596	570	533	557	559
0.180	533	539	533	570	563	547
0.190	527	527	551	539	603	549
0.200	516	545	521	632	563	555
0.250	527	510	527	539	551	531
0.300	527	516	539	539	617	548
0.350	516	516	539	576	516	532
0.400	521	527	539	521	533	528
0.450	533	527	533	521	533	529
0.500	516	516	527	516	500	515
0.600	551	505	505	510	516	517
0.700	551	533	516	551	500	530
0.800	533	505	527	516	545	525
0.900	527	500	494	505	570	519
1.00	545	521	527	494	539	525

Obr. 9 Sestava protokolu z měření mikrotvrdosti
Fig. 9 Microhardness measurement protocol



Obr. 10 Koncentrační profily při aplikovaných tlacích 400 a 600 Pa;
PN500°C/6h
Fig. 10 Concentration profiles at the applied pressures of 400 and 600 Pa, PN500°C/6h

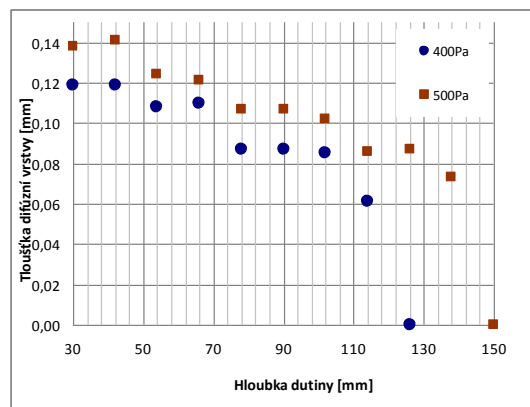
Při aplikaci tlaku 400 Pa bylo na základě výsledků měření mikrotvrdosti a struktury povrchu zjištěno, že vnitřní otvory dutin o průměru 6 mm lze efektivně nitridovat do hloubky 126 mm od jejich čela. V případě vnitřního průměru dutiny 8 mm, lze při stejném tlaku dosáhnout nitridace po celé délce 500 mm.

Při aplikaci tlaku 500 Pa bylo na základě stejných experimentů zjištěno, že při tlaku 500 Pa a vnitřním průměru dutin 6 mm je průnik nitridace do hloubky 150 mm od jejich čela, zatímco v případě dutin průměru 8

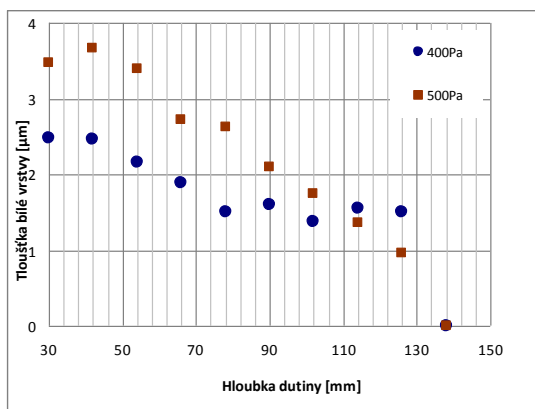
mm byly vnitřní povrchy nanitridovány po celé délce 500 mm.

Při použitím tlaku 600 Pa byl detekován průnik plazmové nitridace do dutiny o průměru 6 mm do hloubky 150 mm, kdežto v případě průměru dutiny 8 mm došlo k nanitridování po celé délce 500 mm. V případech všech použitých tlaků bylo experimentálně potvrzeno, že plazmovou nitridací se povrchová tvrdost základního materiálu zvýšila téměř o 100 %.

Na obr. 11 – 14 je prezentováno grafické vyhodnocení průniku doutnavého výboje plazmy do dutin o vnitřních průměrech 6 a 8 mm při tlacích 400 – 600 Pa na základě výsledků měření mikrotvrdosti jednotlivých vzorků.

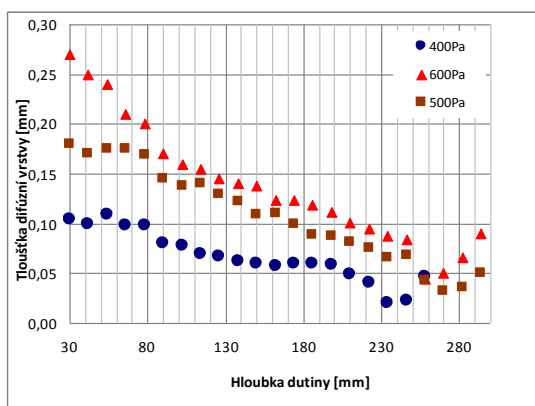


Obr. 11 Zobrazení průběhů difúzní nitridované vrstvy v dutině o průměru 6 mm při tlacích 400 a 500 Pa
Obr. 11 Diffusion of the nitrided layer progress in a cavity of 6 mm diameter at the pressures of 400 and 500 Pa.



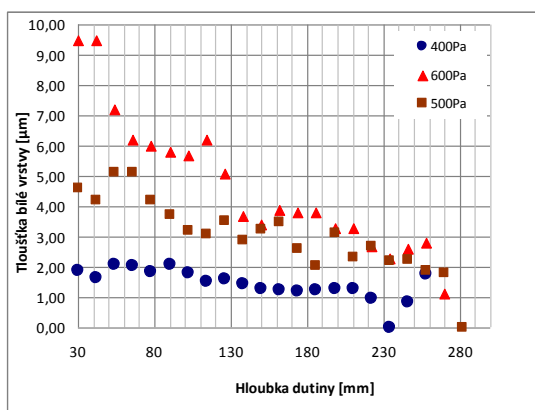
Obr. 12 Zobrazení průběhu bílé nitridované vrstvy v dutině o průměru 6 mm při tlacích 400 a 500 Pa

Fig. 12 Diffusion of the nitrided white layer progress in a cavity of 6 mm diameter at the pressures of 400 a 500 Pa



Obr. 13 Zobrazení průběhu difúzní nitridované vrstvy v dutině o průměru 8 mm při rozdílných tlacích

Fig. 13 Diffusion of the nitrided layer progress in a cavity of 8 mm diameter at different pressures



Obr. 14 Zobrazení průběhu bílé nitridované vrstvy v dutině o průměru 8 mm při rozdílných tlacích

Obr. 14 Diffusion of the nitrided white layer progress in a cavity of 8 mm diameter at different pressures

Závěr

Na základě experimentů byly stanoveny parametry procesu plazmové nitridace pro potřeby nitridování vnitřních povrchů dlouhých dutin. Je možno

konstatovat, že v dutinách vzorků vybrané oceli PO209 lze dosáhnout většího průniku nitridace zvýšením parciálního tlaku během procesu plazmové nitridace. Dutiny o průměrech 8 mm lze nitridovat bez větších potíží. Postupným zvyšováním parciálního tlaku dochází ke zvyšování jak vzdálenosti průniku nitridace od čela dutiny, tak i tloušťky nitridovaných vrstev. Dutiny o průměrech 6 mm lze nitridovat, avšak pouze do hloubky 150 mm od jejich čela. Největšího zvýšení hloubky nitridace a tloušťky nitridovaných vrstev bylo dosaženo při zvýšení tlaku ze 400 Pa na 500 Pa. Zvýšení parciálního tlaku nad 500 Pa nepřináší ani zvýšení hloubky nitridace od čela dutiny, ani zvýšení tloušťky vrstev. Zvýšením tlaku nad 600 Pa dochází naopak k poklesu dosažené hloubky nitridace v dutině a k následnému poklesu tlouštěk nitridovaných vrstev.

Poděkování

Tato práce vznikla při řešení projektu č. LO1203 „Regionální materiálově technologické výzkumné centrum-program udržitelnosti“ financovaného Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky.

Literatura

- [1] FIŠER, M.: Konstrukce hlavní malorážkových zbraní. Brno, VA, 2002, 217 s.
- [2] FIŠER, M., PROCHÁZKA S., ŠKVAREK, J.: Hlavně palných zbraní. Brno, Univerzita obrany, 2006, 202 s.
- [3] HRUBÝ, V., KADLEC, J.: *Povrchové technologie*. Brno, VA, 1998, 140 s.
- [4] HOLEMÁŘ, A., HRUBÝ, V.: *Iontová nitridace v praxi*. Praha, SNTL, 1989, 168 s.
- [5] PYE, D.: *Practical nitriding and ferritic nitrocarburizing*. 2. vyd. Ohio: ASM International materials park. 2003, 256 s.
- [6] JURČI, P.: Thermochemical processing of ledeburitic cold work tool steels. In *Metal, 2009*, Ostrava, Tanger, 2009
- [7] JELÍNEK, M., et.al.: Gradient titanium-carbon layer grown by pulsed laser deposition combined with magnetron sputtering. *Laser physics*. 2003, 13, 10, s. 1330-1333
- [8] FATTAH, M., MAHBOUBI, F.: Comparison of ferritic and austenitic plasma nitriding and nitrocarburising behavior of AISI 4140 low alloy steel. *Materials and Design*. 2010, 31, 8, s. 3915-3921
- [9] JOSKA, Z., et.al.: Characteristics of Duplex Coating on Austenitic Stainless Steel. In: MSMF 6 Inter. Conf. On Materials Structure and Micromechanics of Fracture. Brno. VUT Brno, 2010, s. 155-155
- [10] YONG, KIM, M., JEON, HAN, G.: Spectroscopy study for pulsed DC plasma nitriding of narrow deep holes. *Surface and Coating Technology*. 2002, 171, s. 205-210
- [11] SALAS, O., et.al.: Mechanisms of phase formation during post-discharge nitriding. *Surface and Coatings Technology*. 1996, 86-87, s. 332-337
- [12] DIN 50133 *Testing of Metallic Materials; Vickers Hardness Testing*. 1972

Zjemnění mikrostruktury slitiny Ti-47Al-8Nb masivní transformací a vliv zjemnění na mechanické vlastnosti v tlaku

Refinement of Microstructure of Ti-47Al-8Nb Alloy by Massive Transformation and Effect of Refinement on Compression Properties

Ing. Tomáš Čegan, Ph.D.¹, Ing. Jan Juřica¹, Ing. Kateřina Skotnicova, Ph.D.¹, Ing. Daniel Petlák¹

¹VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, katedra neželezných kovů, rafinace a recyklace, Regionální materiálově technologické centrum, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

V tomto článku je věnována pozornost možnostem zjemnění zrna masivní transformací na fázi γ_m u slitin Ti-47Al-8Nb a Ti-47Al-8Nb-0,3Y (at. %) připravených plazmovým tavením ve vodou chlazeném měděném krystalizátoru. Dvojstupňovým tepelným zpracováním spočívajícím z rozpouštěcího žíhání za teploty 1370 °C a následného stárnutí slitin za teploty 1280 °C bylo dosaženo výrazného snížení průměrné velikosti zrna z 340 μm na 69 μm u slitiny Ti-47Al-8Nb a z 331 μm na 51 μm u slitiny Ti-47Al-8Nb-0,3Y. Vliv zjemnění zrna měl za následek rovněž zvýšení hodnot plastické deformace v tlaku, a to z 10,46 % na 29,83 % u slitiny Ti-47Al-8Nb a z 9,01 % na 24,87 % u slitiny Ti-47Al-8Nb-0,3Y, což značí poměrně výrazné snížení křehkosti těchto intermetalických slitin vlivem použitého tepelného zpracování.

Klíčová slova: γ -TiAl slitiny; plazmové tavení; masivní transformace; mechanické vlastnosti.

Recently developed intermetallic alloy: γ -TiAl of the third and fourth generation is characterized by suitable combination of strength, creep resistance, toughness and ductility. This suitable combination of mechanical properties, together with their low density determines this type of alloys for use in highly stressed components resisting to aggressive environments in the aerospace, automotive and power engineering industries. Possibilities of microstructure refinement of Ti-47Al-8Nb and Ti-47Al-8Nb-0.3Y (at. %) alloys by the massive transformation and the effect of refinement on compression properties of these alloy are discussed in this paper. These alloys were prepared by plasma arc melting using the water-cooled copper crystallizer with subsequent two-steps heat treatment, which consisted of the dissolving annealing at 1370 °C followed by the ageing at 1280 °C. This procedure resulted in the considerable reduction of the mean grain size of Ti-47Al-8Nb and Ti-47Al-8Nb-0.3Y alloys from 340 μm to 69 μm and from 331 μm to 51 μm , respectively. The microstructure refinement led to the increase of values of the plastic deformation in compression, namely from 10.46 % to 29.83 % for Ti-47Al-8Nb alloy and from 9.01 % to 24.87 % for Ti-47Al-8Nb-0.3Y alloy. This effect denotes the substantial decrease of brittleness of these intermetallic alloys as a result of the used heat treatment.

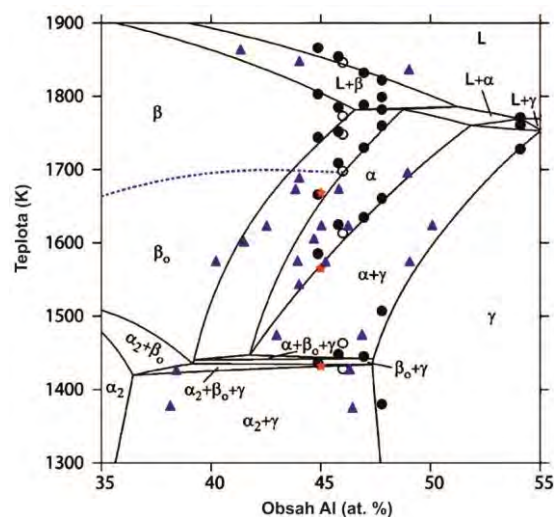
Key words: γ -TiAl Alloys; plasma arc melting; massive transformation; mechanical properties.

Intermetalické slitiny na bázi γ -TiAl patří k velice perspektivním materiálům v automobilovém, leteckém a energetickém průmyslu. Především výrobci leteckých motorů a stacionárních spalovacích turbín projevují výrazný zájem o tento typ slitin, a to především z důvodu nízké hustoty a dobrých mechanických vlastností za teplot 700 – 800 °C. Snížení hustoty slitin totiž výrazně přispívá ke zlepšení pracovních charakteristik a ke zvýšení účinnosti [1, 2]. Slitiny na bázi γ -TiAl jsou unikátním typem materiálu, vyznačujícím se poměrně nízkou hustotou (3,8 – 4,2 g.cm⁻³), vysokým modulem pružnosti v širokém intervalu teplot, dobrou odolností vůči creepu, nízkým difuzním koeficientem, vysokou teplotou tání, mikrostrukturní stabilitou a dobrou korozní odolností. Tyto vlastnosti předurčují intermetalika na bázi γ -TiAl pro použití na vysoce namáhané komponenty odolávající agresivním prostředím a vysokým teplotám, kde by mohla nahradit současně používané niklové

superslitiny [3 – 5]. Trvalo však více než 20 let intenzivního výzkumu, nežli bylo dosaženo dostatečné úrovně těchto slitin, která umožňuje jejich použití ve výše uvedených odvětvích a stále je využití tohoto typu slitin spíše ojedinělé [4, 5]. Vyššímu využití brání především obtížná příprava do formy konečných produktů, nízká houževnatost a nízká tažnost za pokojové teploty. Právě nízké hodnoty tažnosti při pokojové teplotě (zpravidla kolem 1 %) jsou hlavním problémem pro vyšší uplatnění γ -TiAl slitin jako konstrukčních dílů ve výše uvedených odvětvích, neboť 1% tažnost je obecně považována jako minimální přijatelná úroveň [4, 5].

Vhodnou kombinaci pevností, odolností vůči creepu, houževnatostí a tažností nabízejí nedávno vyvinuté slitiny γ -TiAl třetí a čtvrté generace, obsahující poměrně vysoké množství těžkovatelných kovů (5 – 10 at. % Nb, Ta) [4, 6 – 8]. Tyto slitiny se však v litém stavu

vyznačují hrubozrnnou mikrostrukturou, která má negativní vliv na mechanické vlastnosti. Z tohoto důvodu je nutné výslednou mikrostrukturu zjemnit. Jednou z možností zjemnění mikrostruktury je legování bórem. Je všeobecně známo, že přidávkou bóru přibližně od 0,1 do 1 at. % dojde u γ -TiAl slitin k výraznému snížení velikosti zrna v litém stavu z důvodu vzniku TiB_2 částic. Předpokládá se, že u slitin solidifikujících skrze β fázi způsobují zjemnění TiB_2 částice tím, že zvyšují nukleační rychlost α fáze během transformace $\beta \rightarrow \alpha$ [9, 10]. Pokud však je ochlazovací rychlost malá, jako např. u odlitků o velkém průřezu, může během solidifikace dojít ke vzniku dlouhých boridů těžkovatelných kovů, které mohou vést ke snížení mechanických vlastností [11]. Další možností zjemnění zrna je formování masivní gama fáze. Formování této fáze se zpravidla dosáhne tepelným zpracováním v α oblasti binárního diagramu Ti-Al (viz. obr. 1) s následným rychlým chlazením na pokojovou teplotu.



Obr. 1 Část binárního diagramu TiAl pro slitiny legované 8 at. % Nb [14]

Fig. 1 Part of TiAl phase diagram for alloys with 8 at. % Nb [14]

Během rychlého chlazení totiž dochází k masivní transformaci dle rovnice:



kde γ_m je masivní gama fáze, která při následném stárnutí v $\alpha + \gamma$ oblasti fázového diagramu Ti-Al tvoří jemnozrnnou složitou (konvolutorní) strukturu [7, 8]. Masivní transformace však zpravidla neproběhne kompletně a poměrně často byla ve vzorcích po tepelném zpracování za účelem masivní transformace pozorována i hrubá netransformovaná lamelární zrna [12]. Průběh masivní transformace totiž závisí na mnoha faktorech, především však na chemickém složení slitiny, rychlosti ochlazování [7] a také však na obsahu kyslíku, který jak uvádí Huang a kol. [13], zabráňuje masivní transformaci na gama fázi. Cílem tohoto článku je charakterizovat možnosti zjemnění mikrostruktury masivní transformací u dvou různých slitin Ti-47Al-8Nb a Ti47Al-8Nb-0,3Y (at. %), připravených

plasmovým tavením v měděném, vodou chlazeném krystalizátoru a posoudit vliv tohoto tepelného zpracování na mechanické vlastnosti v tlaku. Plasmové tavení v měděných, vodou chlazených krystalizátorech pod dynamickou argonovou atmosférou totiž umožňuje přípravu vysoce čistých slitin s malými obsahy nečistot a plynů [15].

1. Experiment

Obě slitiny byly připraveny v plasmové peci s horizontálním, vodou chlazeným měděným krystalizátorem. Jako vsázka byly použity kousky čistého Al, Ti a Y (99,9 %) o maximálním rozměru 40 x 20 mm a předslitina Nb-60Al (at. %). Tavba byla provedena šestinásobným průchodem zóny za posuvu krystalizátoru rychlostí 2 cm.min⁻¹, v prostředí proudící Ar atmosféry o čistotě 4N5 a za maximální proudové hustoty 700 A. Produktem byly ingoty oválného průřezu o hmotnosti 600 g. Ze středních částí připravených ingotů byly elektrojiskrovým řezáním odebrány vzorky o délce 50 mm, které byly následně použity pro mechanické zkoušky v tlaku a také pro tepelné zpracování za účelem masivní transformace. Tepelné zpracování vzorků za účelem masivní transformace spočívalo v rozpouštěcím žhání při teplotě 1370 °C, které bylo provedeno v muflové peci na vzduchu po dobu 10 minut s následným zakalením v oleji. Následovalo žhání ve slinovací peci XERION XVAC v Ar atmosféře při teplotě 1280 °C po dobu 2 h s chlazením na pokojovou teplotu rychlostí 10 °C.min⁻¹. Vzorky byly analyzovány s využitím optické mikroskopie (OM) a skenovací elektronové mikroskopie v režimu zpětně odražených elektronů (BSE). Chemické složení bylo určeno energiově disperzní analýzou (EDS) a to na obou koncích elektrojiskrově odebraných vzorků. Vzorky pro metalografická pozorování byly připraveny standardními metalografickými metodami zahrnujícími broušení na brusných papírech o zrnitosti od 60 do 2000 a leštění diamantovými pastami s velikostí částic od 7 do 0,5 μm . Jako leptadlo bylo použito modifikované Krollovo činidlo o složení 50 ml H₂O, 3 ml HNO₃ a 1,5 ml HF. Pro určení obsahu jednotlivých fází a určení velikosti zrna byl využit program analySIS auto za použití snímků získaných optickou mikroskopií. Obsahy kyslíku byly stanoveny termoevoluční metodou na přístroji ELTRA ONH – 2000. Pro mechanické zkoušky v tlaku za pokojové teploty byly použity vzorky o rozměrech 4 x 4 x 8 mm, které byly připraveny elektrojiskrovým obráběním. Vlastní zkoušky byly provedeny na univerzálním testovacím zařízení Walter Bai TMS LFV 100 kN při počáteční rychlosti pohybu příčniku 0,2 mm.min⁻¹. Výsledné hodnoty mechanických vlastností byly odečteny z diagramů znázorňujících závislost mezi deformací a napětím. Stupeň deformace byl určen podílem mezi změnou délky vzorku během tlakové zkoušky a jeho počáteční délkou. Smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ byla z diagramů stanovena pomocí přímky rovnoběžné s lineární částí diagramu ve vzdálenosti, která odpovídá plastické

deformaci 0,2 %. Mez pevnosti R_m byla určena jako nejvyšší hodnota normálového napětí, při jejímž překročení došlo k porušení soudržnosti materiálu. Plastická deformace do meze pevnosti (ε_{Rm}) byla stanovena jako rozdíl mezi hodnotou deformace od místa odklonění křivky závislosti deformace na napětí od lineárního tvaru a hodnotou deformace po dosažení meze pevnosti R_m .

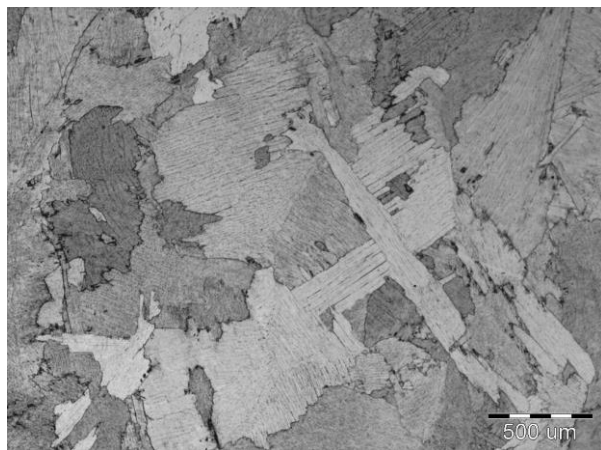
2. Mikrostruktura slitin v litém stavu

Tab. 1 uvádí výsledky EDS analýzy chemického složení. Z výsledků je patrné, že vzorky vykazují téměř homogenní složení blízké nominálnímu. Zjištěné obsahy kyslíku v připravených ingotech byly 351 hm. ppm u slitiny Ti-47Al-8Nb a 586 hm. ppm u slitiny Ti-47Al-8Nb-0,3Y.

Tab. 1 Nominální a stanovené složení připravených slitin (at. %)

Tab. 1 Nominal and analyzed chemical composition of the prepared alloys (at.%)

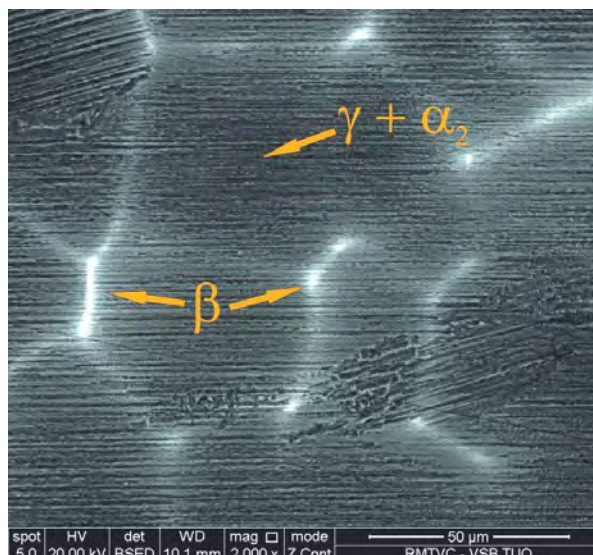
Vzorek	Nominální složení	Ti	Nb	Al	Y
		(at.%)			
8Nb	Ti-47Al-8Nb	44,83 ± 0,65	7,37 ± 0,15	47,80 ± 0,8	-
8Nb-Y	Ti-47Al-8Nb-0,3Y	44,25 ± 0,96	8,15 ± 0,42	47,45 ± 0,52	0,25 ± 0,03



Obr. 2 Mikrostruktura slitiny Ti-47Al-8Nb

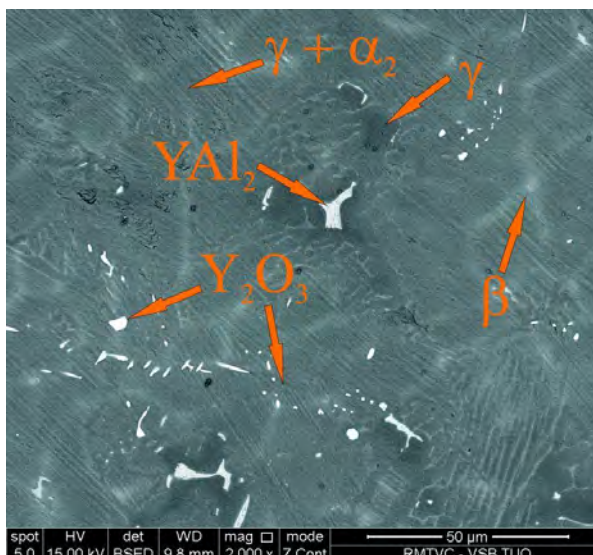
Fig. 2 Microstructure of Ti-47Al-8Nb alloy

Typická mikrostruktura připravených slitin, která je tvořena hrubými zrny (až 500 μm) skládajícími se ze střídajících se lamel fází α_2 a γ , je dokumentována na obr. 2. Detailnější zobrazení lamelárních zrn je znázorněno na obr. 3 a 4. Na těchto obrázcích lze také pozorovat, že kromě zmíněných lamelárních oblastí α_2 a γ vzorky obsahují také menší podíl β fáze, mezidendritickou γ fází a yttriem legovaná slitina navíc yttriem bohaté fáze.



Obr. 3 BSE snímek mikrostruktury vzorku 8Nb v litém stavu

Fig. 3 BSE image of the as-cast microstructure of the 8Nb sample



Obr. 4 BSE snímek mikrostruktury vzorku 8Nb-Y v litém stavu

Fig. 4 BSE image of the as-cast microstructure of 8Nb-Y sample

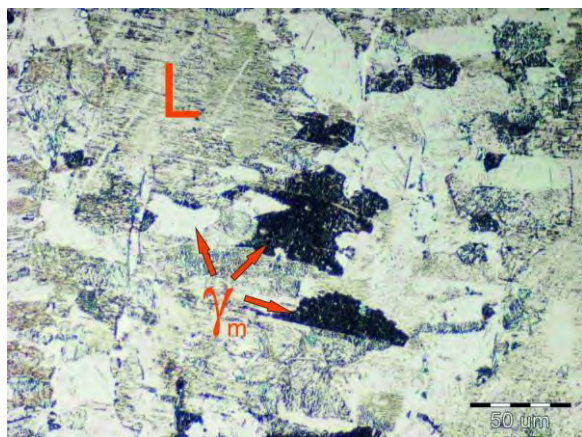
Detailním pozorováním mikrostruktury bylo zjištěno, že yttriem bohaté fáze se ve slitině vyskytují ve dvou různých formách. První vykazovala větší velikost (až 30 μm) a na základě EDS analýzy chemického složení byla identifikována jako YAl_2 , neboť poměr mezi Y a Al je přibližně 1:2 a zjištěný obsah ostatních prvků bude nejspíše způsoben vlivem okolí. Druhá fáze vykazovala menší velikost, zpravidla elipsoidní tvar a obsahovala výrazné množství kyslíku. Na základě poměru obsahů jednotlivých prvků byla identifikována jako Y_2O_3 . Chemické složení jednotlivých strukturních oblastí včetně směrodatných odchylek měření uvádí tab. 2.

Tab. 2 Chemické složení jednotlivých fází ve struktuře
Tab. 2 Chemical composition of individual phases in the microstructure

Oblast	Ti	Nb	Al	Y	O
	(at.%)				
β	47,29 ± 2,23	10,91 ± 1,26	41,80 ± 1,83	-	-
$\alpha_2 + \gamma$	43,15 ± 0,43	8,57 ± 0,73	48,28 ± 0,53	-	-
γ	42,27 ± 2,59	6,26 ± 1,31	51,48 ± 3,64	-	-
YAl_2	17,89 ± 7,47	1,45 ± 1,45	57,94 ± 2,44	22,71 ± 6,56	-
Y_2O_3	3,28 ± 3,21	-	5,07 ± 4,60	36,78 ± 4,33	54,87 ± 3,97

3. Mikrostruktura slitin po tepelném zpracování

Snímky mikrostruktury vzorků po rozpouštěcím žihání jsou znázorněny na obr. 5 a 6. Jak lze vidět na těchto obrázcích mikrostruktura obsahovala poměrně vysoký podíl jemných γ_m zrn (70-80 %), jejichž velikost zpravidla nepřesáhla 50 μm . Tato jemná zrna vznikla z α fáze masivní transformací na fázi γ_m vlivem rychlého ochlazení z teploty charakteristické pro α oblast binárního digramu Ti-Al.

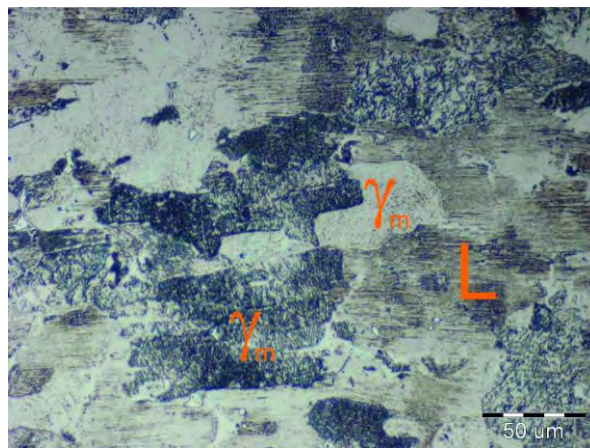


Obr. 5 Mikrostruktura vzorku 8Nb po rozpouštěcím žihání
Fig. 5 Microstructure of the 8Nb sample after the dissolving annealing

Kromě masivní γ_m fáze však všechny vzorky obsahovaly také menší podíl (20 – 30 %) hrubších lamelárních zrn (L), které zpravidla nedosahovaly větší velikosti než 100 μm . To značí, že masivní transformace za uvedených podmínek zcela neproběhla a z netransformovaných α oblastí vznikla zrna s lamelární strukturou. Žihání rovněž způsobilo rozpuštění veškeré β fáze, což bylo potvrzeno pozorováním pomocí elektronové mikroskopie.

Chemické složení v jednotlivých strukturních oblastech (zjištěno metodou EDS) vykazovalo jen minimální

rozdíly proti celkovému složení uvedenému v tab. 1. Maximální odchylka činila 1,1 % u Al pro slitinu 8Nb-plazma a 1,3 % u Al pro slitinu 8Nb-Y-plazma, oproti 4,1 % a 5,6 %, zjištěných u stejných vzorků v litém stavu, což naznačuje, že během rozpouštěcího žihání došlo k výraznému snížení segregančních jevů.



Obr. 6 Mikrostruktura vzorku 8Nb-Y po rozpouštěcím žihání
Fig. 6 Microstructure of the 8Nb-Y sample after the dissolving annealing

Obr. 7 a 8 znázorňují typickou mikrostrukturu vzorků 8Nb a 8Nb-Y po následném žihání provedeném za účelem dosažení konvolutorní struktury. Jak je patrné na těchto obrázcích výše zmíněné tepelné zpracování mělo na mikrostrukturu velmi výrazný vliv.

Mikrostruktura vzorků je tvořena zrny mnohem menší velikosti než v litém stavu, tvořených masivní γ_m fází, v níž během následného žihání došlo k precipitaci lamel α_2 fáze. Výsledky EDS analýzy chemického složení fází u obou vzorků jsou zobrazeny v tab. 3.

Tab. 3 Výsledky EDS analýzy složení fází ve vzorcích 8Nb a 8Nb-Y po tepelném zpracování (at. %)
Tab. 3 Results of EDS analysis of the phase composition in 8Nb a 8Nb-Y samples after heat treatment (at. %)

8Nb	Ti	Nb	Al
α_2	47,87 ± 0,14	8,16 ± 0,09	43,97 ± 0,22
γ	41,31 ± 0,29	7,02 ± 0,33	51,67 ± 0,10
8Nb-Y	Ti	Nb	Al
α_2	48,59 ± 0,44	9,03 ± 0,94	42,38 ± 1,14
γ	41,30 ± 0,37	7,71 ± 0,39	50,99 ± 0,48

Yttriem legovaná slitina obsahuje navíc yttriem bohaté fáze YAl_2 a Y_2O_3 . V distribuci, rozměrech a chemickém složení yttriem bohatých fází nebyly při srovnání se vzorky před tepelným zpracováním pozorovány téměř žádné rozdíly. Průměrné velikosti zrna u obou vzorků v litém stavu i po tepelných zpracováních, zjištěné lineární metodou, jsou uvedeny v tab. 4. Yttriem legovaná slitina tedy vykazuje v obou případech nepatrně menší průměrnou velikost zrna. Zjištěný rozdíl však není příliš výrazný.



Obr. 7 Mikrostruktura vzorku 8Nb po následném žhání
Fig. 7 Microstructure of the 8Nb sample after the next annealing



Obr. 8 Mikrostruktura vzorku 8Nb-Y po následném žhání
Fig. 8 Microstructure of the 8Nb-y sample after the next annealing

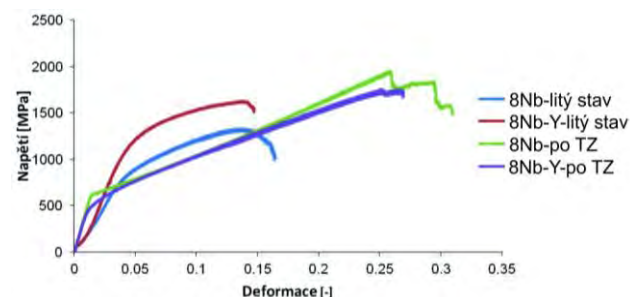
Tab. 4 Průměrná velikost zrna vzorků v litém stavu a po TZ
Tab. 4 Mean grain size of the samples in the as-cast state and after heat treatment

Vzorek	Velikost zrna (μm)	
	Litý stav	Po TZ
8Nb-plasma	339,66 ± 100,66	68,56 ± 22,61
8Nb-Y-plasma	330,91 ± 131,11	51,47 ± 24,54

4. Mechanické vlastnosti v tlaku za pokojové teploty

Na obr. 9 jsou zobrazeny křivky závislosti mezi napětím a deformací u tepelně zpracovaných vzorků 8Nb a 8Nb-Y. Pro lepší názornost jsou v tomto grafu uvedeny i

křivky závislosti napětí na deformaci u stejných slitin před tepelným zpracováním.



Obr. 9 Pracovní diagramy zkoušky tlakem pro jednotlivé slitiny v litém a tepelně zpracovaném stavu
Fig. 9 Work diagrams from the compression testing of the as-cast and heat-treated alloys

Jak lze vidět z tohoto srovnání, tepelné zpracování mělo velmi výrazný vliv na mechanické vlastnosti v tlaku. Již na první pohled je zřejmé, že tepelně zpracované vzorky vykazovaly výraznější mez kluzu, mnohem vyšší hodnoty deformace a také vyšší pevnost. Průměrné hodnoty smluvní meze kluzu, meze pevnosti a plastické deformace zjištěné během tlakových zkoušek tepelně zpracovaných vzorků jsou znázorněny v tab. 5.

Tab. 5 Srovnání průměrných hodnot mechanických vlastností slitin v litém stavu a po TZ v tlaku za pokojové teploty
Tab. 5 Comparison of mean values of mechanical properties of the as-cast and heat-treated alloys in compression at the room temperature

Litý stav			
Vzorek	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	ε _{Rm} (%)
8Nb	750	1369	10,46
8Nb-Y	1023	1592	9,01
Po tepelném zpracování			
Vzorek	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	ε _{Rm} (%)
8Nb	464	1925	29,83
8Nb-Y	549	1835	24,87

U obou slitin došlo po tepelném zpracování ke snížení průměrné hodnoty smluvní meze kluzu za pokojové teploty (PT), a to konkrétně ze 750 MPa u slitiny 8Nb na 464 MPa a z 1023 MPa u slitiny 8Nb-Y na 549 MPa. K výrazným změnám však došlo především u hodnot plastické deformace do R_m . Např. u slitiny 8 Nb byla zjištěna průměrná hodnota ϵ_{Rm} po tepelném zpracování 29,83 %, což je hodnota podstatně vyšší než 10,46 %, (hodnota získaná u stejné slitiny v litém stavu). Podobné zvýšení plastické deformace vykazovala i tepelně zpracovaná slitina 8Nb-Y, u níž byla určena průměrná hodnota ϵ_{Rm} 24,87 %, namísto 9,01 % v litém stavu. Výrazné zvýšení proti litému stavu bylo zjištěno i u hodnot meze pevnosti a to z 1369

MPa na 1925 MPa u slitiny 8Nb a z 1592 MPa na 1835 MPa u slitiny 8Nb-Y.

Závěr

Bylo zjištěno, že rozpouštěcí žhání po dobu 10 min. s následným chlazením olejem u Nb legovaných slitin způsobilo vznik masivní γ_m fáze. Kromě masivní γ_m fáze však všechny vzorky obsahovaly také menší podíl netransformovaných hrubších lamelárních zrn. Nebyly pozorovány žádné výrazné změny související s přidavkem 0,3 at. % Y na průběh masivní transformace. Následné žhání vzorků vedlo ke vzniku konvulturní mikrostruktury precipitací lamel fáze α_2 . U všech vzorků po tepelném zpracování hodnota plastické deformace do R_m neklesla pod 20 %, což značí nižší křehkost a vyšší houževnatost těchto materiálů. Výsledky mechanických zkoušek v tlaku tedy potvrdily vhodnost zjemnění zrna masivní transformací u uvedených slitin, i když masivní transformace neproběhla kompletně v celém objemu vzorků.

Poděkování

Tato práce vznikla při řešení projektu č. LO1203 "Regionální materiálově technologické výzkumné centrum-program udržitelnosti" financovaného z Ministerstva školství, mládeže a tělovýchovy.

Literatura

- [1] LORIA, E.A. Gamma titanium aluminides as perspective structural materials. *Intermetallics*, 2000, vol 8, no. 9-11, pp. 1339-1345. ISSN 0966-9795
- [2] TETSUI, T. Gamma Ti aluminides for non-aerospace applications. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 1999, vol. 4, no. 3, pp. 243-248, ISSN 1359-0286
- [3] APPEL, F., OEHRING, M., WAGNER, R. Novel design concepts for gamma-base titanium aluminide alloys. *Intermetallics*, 2000, Vol. 8, no. 9-11, pp. 1283-1312, ISSN 0966-9795
- [4] LAPIN, J. TiAl-based alloys: Present status and future perspectives. In: *Metal 2009*, Červený zámek, Hradec nad Moravicí: Tanger s.r.o., ISBN: 978-80-87294-03-1
- [5] WU, X. Review of alloy and process development of TiAl alloys. *Intermetallics*, 2006, vol. 14, no. 10-11, pp. 1114-1122, ISSN 0966-9795
- [6] KLIMOVÁ, A.; GABALCOVÁ, Z.; LAPIN, J. Effect of the solidification parameters on the distribution of the alloying elements during directional solidification of the intermetallic Ti-44Al-5Nb-0.2B-0.2C alloy. In: *Metal 2013*, 15.5.-17.5.2013, Hotel Voroněž, Brno: Tanger s.r.o., ISBN: 978-80-87294-41-3
- [7] SAAGE, H., HUANG, A.J., HU, D., LORETTO, M.H., WU, X. Microstructures and tensile properties of massively transformed and aged Ti46Al8Nb and Ti46Al8Ta alloys. *Intermetallics*, 2009, vol. 17, no. 1-2, pp. 32-38, ISSN 0966-9795
- [8] JIANG, H., ZHANG, K., HAO, X.J., SAAGE, H., WAIN, N., HU, D., LORETTO, M.H., WU, X. Nucleation of massive gamma during air cooling of Ti46Al8Ta. *Intermetallics*, 2010, vol. 18, no. 5, pp. 938-944, ISSN 0966-9795
- [9] HU, D. Effect of composition on grain refinement in TiAl-based alloys. *Intermetallics*, 2001, vol. 9, p. 1037-1043
- [10] IMAYEV, R. M.; IMAYEV, V. M.; OEHRING, M.; APPEL, F. Alloy design concepts for refined gamma titanium aluminide based alloys. *Intermetallics*, 2007, vol. 15, p. 451-160
- [11] HU, D.; WU, X.; LORETTO, M.H.; Advances in optimisation of mechanical properties in cast TiAl alloys. *Intermetallics*, 2005, vol. 13, p. 914-919
- [12] FRKÁŇOVÁ, K. *Phase transformations during heat treatments of new generation of air-hardenable intermetallic Ti-Al based alloys*. [Thesis supervisor: Ing. Juraj Lapin, DrSc.] Trnava 2012: Slovak university of technology in Bratislava, Faculty of Material Sciences and Technology in Trnava, 2012. 127 s.
- [13] HUANG, A., LORETTO, M. H., HU, D., LIU, K., WU, X. The role of oxygen and cooling rate on transformations in TiAl-based alloys. *Intermetallics*, 2006, vol. 14, no. 7, p. 838-847
- [14] WITUSIEWICZ, V. T.; BONDAR, A.A.; HECHT, U.; VELIKANOV, T.Y. Experimental study of thermodynamic re-evaluation of the binary Al-Nb and ternary Al-Nb-Ti systems. *Alloys compd.*, 2009, vol. 472, p. 133-161
- [15] KURSA, M.; ŽITŇANSKÝ, M. Vakuová a plazmová metalurgie titanu a jeho slitin. In: *Metal 2003*, Červený zámek, Hradec nad Moravicí: Tanger s.r.o.

Krizové setkání v Moskvě

Süddeutsche Zeitung

2. 10. 2014

Po obstojném prvním pololetí 2014 je ocelářský průmysl optimistický. Šéf Voestalpine Wolfgang Eder to ale vidí jinak. Vzestup je podle něj už zase pryč. V příštích měsících může dojít k vážnému problému v celém ocelářském průmyslu v Evropě. Nenajde-li ukrajinská ocel poptávku v Rusku, mohla by si najít cestu do Evropy a ještě zvětšit přebytky kapacit, což by mohlo mít výrazné následky. Situace ve východní Evropě je ale jen jedna z nejistot, se kterými je evropský ocelářský průmysl konfrontován. Když se nyní sjedou šéfové všech nejdůležitějších světových oceláren do Moskvy, bude číslem jedna téma: Jak to půjde s konjunkturou v ocelářském oboru v příštím roce?

Effective Medium Approximation of Metallic Nanostructures

Aproximace metalických nanostruktur efektivním médiem

doc. RNDr. Jaroslav Vlček, CSc.¹, doc. Dr. Ing. Michal Lesňák², Mgr. Petr Otipka³, Ing. Ivo Vávra, CSc.⁴

¹VŠB-Technical University of Ostrava, National Supercomputing Centre IT4Innovations, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Czech Republic

²VŠB-Technical University of Ostrava, Institute of Physics, Regional Materials Science and Technology Centre, 708 33 Ostrava-Poruba, Czech Republic

³VŠB-Technical University of Ostrava, Department of Mathematics and Descriptive Geometry, Regional Materials Science and Technology Centre, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Czech Republic

⁴ Institute of Electrical Engineering, Slovak Academy of Science, Dúbravská cesta 9, 841 04 Bratislava, Slovak Republic

In this paper we apply the generalized Maxwell-Garnett method to estimate effective permittivity of heterogeneous system of gold nanodots/air deposited on oxidized Si substrate. The gold-air structure exhibits anisotropy of permittivity induced by external magnetic field that can be magneto-optically registered. Sample diagnostics including structural investigations were performed on planar and cross-sectional specimens in JEOL1200EX transmission electron microscope. The dots were modeled to be circular with the averaged diameter estimated by fixed value of in-plane fill-factor $F = 0.30$ established by image statistic analysis with regard to number of dots on the chosen segment of the sample. Effective relative permittivity tensor is obtained using Bragg-Pippard model based on average field approximation. We demonstrate that localized surface plasmon excitation in gold nanoparticles amplifies the permittivity anisotropy at certain wavelength corresponding to geometrical parameters of nanodots. In the presence of external magnetic field it implies observable magneto-optical response in scattered light beam. Theoretically modeled effect was verified experimentally by determination of Kerr angles.

Key words: Metallic nanostructures; Permittivity; Effective medium; Magneto-optical response.

V článku je aplikován zobecněný Maxwell-Garnettův model pro stanovení efektivní permitivity heterogenní nanostruktury zlato/vzduch vytvořené na oxidované křemíkové podložce. Tato struktura se vyznačuje anizotropií permitivity indukované vnějším magnetickým polem, kterou lze magnetoopticky registrovat. Strukturální analýza planárního i příčného profilu byla realizována na elektronovém mikroskopu JEOL1200EX. Dots jsou modelovány jako kruhové o středním průměru stanoveném pro fixovaný faktor zaplnění $F = 0.30$ získaný statistickou analýzou pro více než 900 dotů na zvoleném segmentu snímku. Tenzor efektivní relativní permitivity je odvozen z Braggova-Pippardova modelu založeného na zestrědnění elektromagnetických polí v heterogenním materiálu. Spektrální závislost zlata je vyjádřena na základě Drudeho modelu v oblasti 400 až 800 nm. Pro modelové simulace byl vytvořen program v Matlabu, jehož prostřednictvím je demonstrováno, že excitace lokalizovaných povrchových plasmonů na nanočásticích zlata zvýrazňuje anizotropii permitivity na konkrétní vlnové délce odpovídající geometrickým parametrům nanodotů. Odtud plyne existence pozorovatelné magnetooptické odezvy při působení externího magnetického pole, která je experimentálně ověřena na základě měření Kerrovy rotace a elipticity vyjadřující modifikaci vstupního lineárně polarizovaného světelného svazku při interakci s anizotropním prostředím. Prezentovaný model vykazuje dobrou shodu s provedenými experimenty popsány v kap. 2 zejména v lokalizaci rezonance permitivity heterogenního materiálu reprezentovaného efektivním prostředím. Tento fakt je potvrzen stejně situovaným lokálním extrémem extinkční odezvy. Další práce povedou ke zdokonalení navrženého modelu na základě jeho doplnění o vzájemnou interakci dipólových momentů nanočástic.

Klíčová slova: Metalické nanostruktury; permitivita; efektivní prostředí; magnetooptická odezva.

Recent advances in nanotechnology and optics are supporting the development of novel materials, especially, the progress in metamaterials research. Metamaterials, defined as rationally designed materials with attributes not found in natural sources, offer novel sensing platforms with unique advantages, particularly for engineering or medicine applications – see e.g. [1] and references therein. Physical and chemical properties

of these media are predetermined among other by their geometric arrangement at sub-wavelength scales [2-4]. Theoretical study of heterogeneous metamaterials is generally quite complicated, especially in the case of anisotropy of some components.

One of frequently used approaches is based on the effective medium approximation (EMA) that can be

realized by several ways [5-7]. The basic idea supposes a host medium with nano-structured inclusions. There are two principal models to understand the host medium: the Maxwell-Garnett approach chooses one of the compounds as the host medium and the other as inclusions; in the Bruggeman approximation the effective medium itself acts as the host medium for inclusions.

In this paper we present the generalized Maxwell-Garnett method for heterogeneous system of gold nanodots deposited on oxidized Si substrate. The gold-air structure exhibits anisotropy of permittivity induced by external magnetic field that can be magneto-optically registered [8,9]. The article is organized as follows: the sample and experiments are described in the next section 1, theoretical EMA model is derived in the Section 2; in the Section 3 numerical results are presented and compared with the experiment; the last section contains concluding remarks.

1. Sample and experiments

The Au heterogeneous layer was prepared by magnetron sputtering in cryo-pumped apparatus onto oxidized Si wafer with surface roughness of 0.8 ± 0.6 nm and oxidation depth of 300 nm. Structural investigations were performed on planar and cross-sectional specimens in JEOL1200EX transmission electron microscope - see Fig. 1.

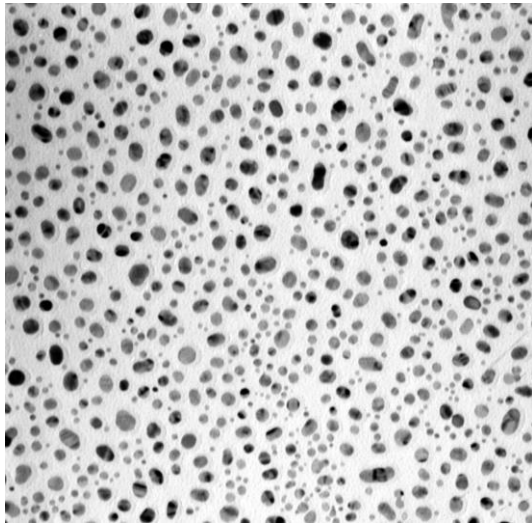


Fig. 1 Au nanodots on SiO₂/Si substrate (500×500 nm detail)
Obr. 1 Au nanodoty na SiO₂/Si substrátu (detail 500×500 nm)

Some Au islands contain small structural corrugations; nevertheless, most of them are free of defects, e.g. there are mono-domain crystals of the same height $h = 4$ nm equal to the heterogeneous nanoparticles-air layer thickness, where the dot diameter varies from 4 to 22 nm. Thus, the fill-factor $f = S_{Au}/S$ has been estimated as the ratio of the entire gold area S_{Au} to the total area S of the chosen sufficiently large part of the sample containing more than 900 nanodots.

The sample diagnostics was performed by statistical analysis of the transmission electron microscopy image. The dots were modeled to be circular with the averaged diameter d estimated by fixed value of the in-plane fill-factor $F = 0.30$ established by image statistic analysis with regard to number of dots on the chosen segment of the sample. Note, that the volume fill-factor f equals to $2F/3$ for spheroidal particles. Resulting averaged value $d = 9.9$ nm gives axial ratio $a = h/d \approx 0.4$ for oblate nano-particles with sufficiently reliable model output. Fig. 2 illustrates the proposed model scheme of randomly distributed uniform spheroidal dots and vertical cross-section of the sample.

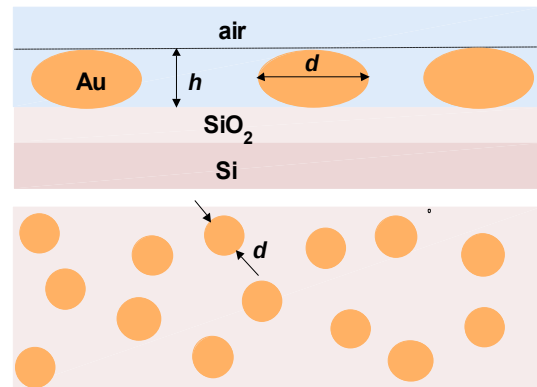


Fig. 2 The sample: cross-section and in-plane model scheme
Obr. 2 Vzorek: vertikální řez a rovinné schéma

Magneto-optical experimental setup consists of broadband light source (Xenon arc lamp) mono-chromator, photo-elastic modulator, Faraday rotator, sample, analyzer, and detector. The signal from the detector is measured by lock-in amplifier at the second harmonic of modulation frequency and drives the coil of the Faraday rotator to zero signal. Current through the rotator is proportional to magneto-optical rotation of the sample. The magnetic field applied to sample is reversed for each measured wavelength. Measurement of the ellipticity is performed in the same way with the only difference that quarter-wave retarder is installed in front of the sample. A magneto-optic spectrum was measured in the range of 400-800 nm at normal incidence in polar configuration at magnetic field of 0.4 T.

2. EMA model of heterogeneous layer

For the polar magneto-optical (MO) configuration with the z -axis perpendicular to the sample plane the frequency-dependent relative permittivity tensor has the form

$$\hat{\epsilon}(\omega) = \begin{bmatrix} \epsilon_{xx} & \epsilon_{xy} & 0 \\ -\epsilon_{xy} & \epsilon_{xx} & 0 \\ 0 & 0 & \epsilon_{zz} \end{bmatrix}. \quad (1)$$

The components have been derived by “ab-initio” calculation using the Drude model – see the reference [10] for details.

In agreement with the above described sample we modeled optical function of the heterogeneous layer containing gold nanoparticles that were randomly distributed in the host medium (air, $\varepsilon_h = 1$) under the following assumptions: (i) constitutive parameters do not depend on magnetic field; (ii) the percolation limit of local fields is preserved with regard to the low fill-factor; (iii) the height of particles is uniform and equal to the layer thickness; (iv) nanoparticles have spheroidal form with symmetry axis perpendicular to the sample plane. The above conditions make it possible to prefer the Bragg-Pippard model of effective relative permittivity tensor based on average field approximation [8] that can be expressed as

$$\hat{\varepsilon}_{ef} = \hat{\varepsilon}_h + f(\hat{\varepsilon}_p - \hat{\varepsilon}_h) \left[\mathbf{I} + (1-f) \langle \hat{\mathbf{a}} \rangle^{-1} (\hat{\varepsilon}_p - \hat{\varepsilon}_h) \right]^{-1} \quad (2)$$

where $\mathbf{I}$ is the identity matrix and index p is used for the particles. The averaged polarizability tensor

$$\langle \hat{\mathbf{a}} \rangle = (\hat{\varepsilon}_p - \hat{\varepsilon}_h) \left[\hat{\varepsilon}_h + \mathbf{N}(\hat{\varepsilon}_p - \hat{\varepsilon}_h) \right]^{-1} \quad (3)$$

is of essential importance because its dependence on the particle geometry regarding the diagonal matrix $\mathbf{N}$ of depolarization factors. If we introduce the depolarization factors of nanoparticles, N_i , indexed correspondingly to Cartesian coordinates x, y, z , then $N_x = N_y = N$, $N_z = 1-2N$ for spheroidal nanoparticles with the symmetry axis parallel to the z -axis. Note that the sum of depolarization factors must be always equal to 1; thereby the factor N for oblate particles is calculated as in [10].

3. Numerical results

The electric dipoles induced in nanoparticles by external magnetic field modify strongly optical function of plasmonic materials. For the dot diameter $d = 9.9$ nm and axial ratio $a = 0.4$ derived in the Section 2 we obtain spectral dependence of effective permittivity in heterogeneous layer compared in Fig. 3 with the optical function of gold in bulk form [11]. We observe resonance peaks at the wavelength 553 nm corresponding to localized surface plasmon excitation that predicts generation of an electric dipole in the dots.

The off-diagonal term of permittivity tensor is demonstrated in Fig. 4. Although resulting values at resonance wavelength are in one up to two orders smaller than this one for ferromagnetic materials, the induced anisotropy can be observed and measured.

The extinction peak at the mentioned wavelength in Fig. 5 is linked to expressive magneto-optical activity that appears at the same spectral position.

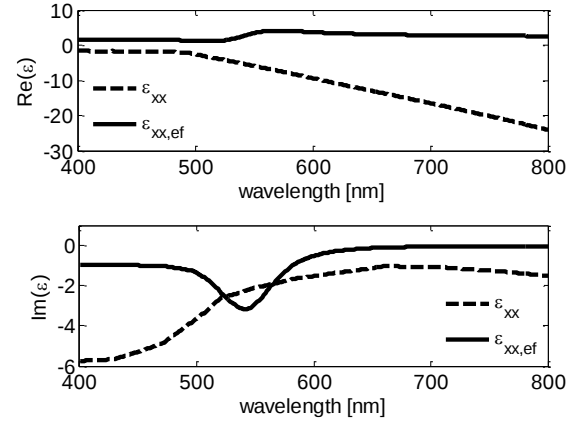


Fig. 3 Relative permittivity of Au vs. effective permittivity of heterogeneous layer

Obr. 3 Relativní permittivita Au vs. efektivní permittivita heterogenní vrstvy

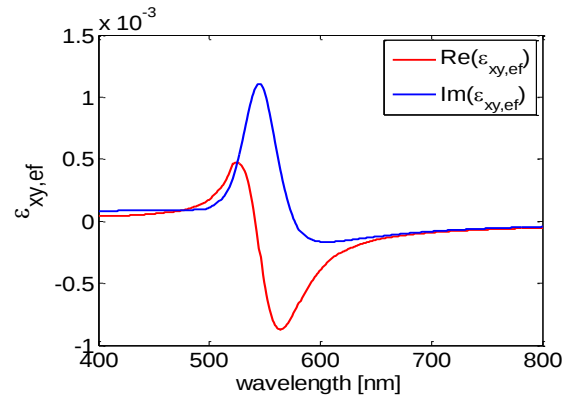


Fig. 4 Off-diagonal element of effective permittivity tensor

Obr. 4 Mímodiagonální prvek tenzoru efektivní permittivity

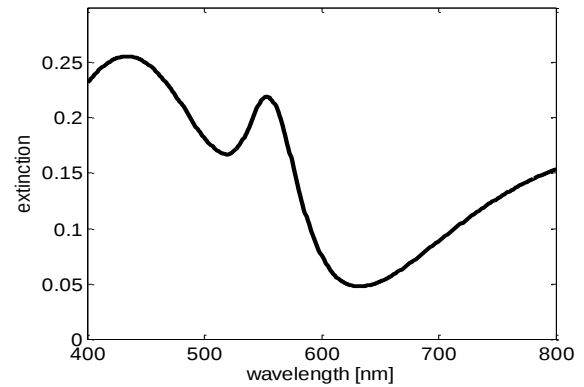


Fig. 5 Optical extinction of Au/air system

Obr. 5 Optická extinkce systému Au/vzduch

As it was demonstrated in the pioneering work [9], an observable change of polarization state of scattered light can be reached even without presence of ferromagnetic material. The physical reason follows from the polarizability enhancement in plasmonic nanostructures at relatively low magnetic fields (tenths of Tesla). The electric dipoles induced in nanoparticles by external magnetic field modify strongly the optical function of

plasmonic materials. The action of electric dipole on the scattered photons has two features: a rotation of polarization state and a change in the ellipticity with respect to incident light beam thereby both effects are amplified at the resonance wavelength of localized surface plasmons. The Kerr rotation and ellipticity were modeled by coupled waves algorithm using the sample parameters obtained in previous sections for the external magnetic field $B = 0.4$ T used in experiments. The simulated magneto-optical response exhibits the same feature as the measured data, as it is obvious from the localization of peaks and dips on wavelength scale - see Figs. 6 and 7.

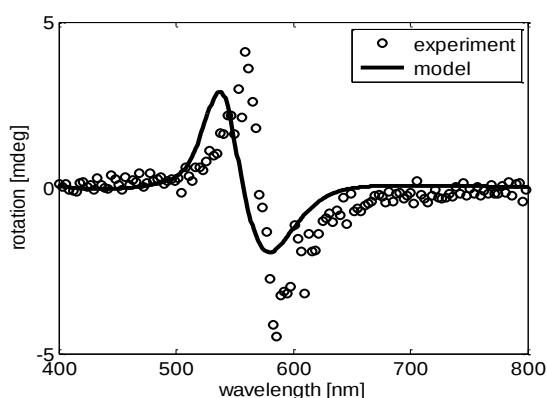


Fig. 6 Kerr rotation: experiment vs. model
Obr. 6 Kerrova rotace: experiment vs. model

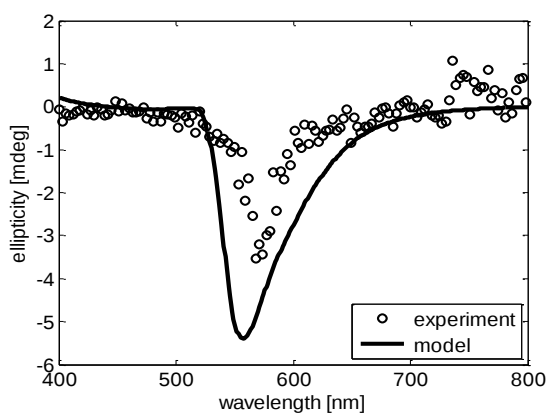


Fig. 7 Kerr ellipticity: experiment vs. model
Obr. 7 Kerrova elipticita: experiment vs. model

Conclusions

The Bragg-Pippard model of EMA was applied to obtain effective permittivity of the system gold nanoparticles – air with induced anisotropy in noble metal. It was demonstrated that localized surface plasmon excitation in gold nanoparticles amplifies the permit-

tivity anisotropy at certain wavelength corresponding to geometrical parameters of nanodots. In the presence of external magnetic field it implies observable magneto-optical response in scattered light beam. Theoretically modeled effect has been verified experimentally by determination of Kerr angles.

The future work should be focused on certain generalization of the presented model including interaction of particle dipole moments.

Acknowledgements

Financial and technical support from the projects National Supercomputing Centre IT4Innovations (CZ.1.05/1.1.00/02.0070) and Regional Materials Science and Technology Centre – Feasibility Program (Project No. LO1203) is gratefully acknowledged.

Literature

- [1] ROPER, D. K., Biological sensing with metamaterials, *SPIE Newsroom*, 10.1117/2.1201409.005607, 2014
- [2] NATH, N., CHILKOTI, A., Label-Free Biosensing by Surface Plasmon Resonance of Nanoparticles on Glass: Optimization of Nanoparticle Size., *Nanotechnology*, 2008, doi:10.1088/0957-4484/19/19/195712
- [3] MOIRANGTHEM, R. S., YASEEN, M. T., WEI, P., G, J., CHANG, Y., Enhanced Localized Plasmonic Detections using Partially-Embedded Gold nanoparticles and Ellipsometric Measurements, *Biomed. Opt. Express* 2012, 3, 899-910
- [4] KELLY, K. L., CORONADO, E., ZHAO, L. L., SCHATZ, G. C., The Optical Properties of Metal Nanoparticles: The Influence of Size, Shape and Dielectric Environment, *J. Phys. Chem. B* 2003, 107, 668-677
- [5] XIA, T. K., HUI, P. M., STROUD, D., Theory of Faraday rotation in granular magnetic materials, *J. Appl. Phys.* 67 (6), 1990, 2736-2741
- [6] LEVY, O., CHERKAYEV, E., Effective medium approximation for anisotropic composites with arbitrary component orientation, *J. Appl. Phys.* 114, 2013, 164102
- [7] ABE, M., Derivation of nondiagonal effective dielectric-permeability tensors for magnetized granular composites, *Phys. Rev. B* 53, 1996, No. 11, 7065-7075
- [8] SEPÚLVEDA, B., GONZÁLEZ-DÍAZ, J. B., GARCÍA-MARTÍN, A., LECHUGA, L. M., ARMELLES, G., Plasmon-induced magneto-optical activity in nanosized gold discs, *Phys. Rev. Lett.* 104, 2010, 147401
- [9] VLČEK, J., OTIPKA, P., LESŇÁK, M., HRABOVSKÝ, D., VÁVRA, I., Magneto-optical activity of gold nanoparticles, *Adv. Sci. Eng. Med.* 6, 2014, 1-6
- [10] KOLEDINTSEVA, M. Y., WU, J., ZHANG, J., DREWNIK, J. L., Representation of permittivity for multiphase dielectric mixtures in FDTD modeling, *Proc. IEEE Symp. Electromag. Compat.*, Vol.1, Aug. 2004, Santa Clara, CA, USA, 309-314
- [11] JOHNSON, P. B., CHRISTY, R. W., Optical constants of the noble metals, *Phys. Rev. B* 6, 1972, No. 12, 4370

Recenzované výzkumné články

Rozsah výzkumných aktivit v „Laboratoři modelování procesů v tekuté a tuhé fázi“ projektu RMTVC

The Scope of Research Activities in the "Laboratory for Modelling of Processes in the Liquid and Solid Phases" of the Project RMSTC

prof. Ing. Karel Michalek, CSc.¹, prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.², doc. Ing. Karel Gryc, Ph.D.¹, doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D.², doc. Ing. Markéta Tkadlečková, Ph.D.¹, Ing. Ladislav Socha, Ph.D.¹, doc. Ing. Rostislav Dudek, Ph.D.², Ing. Monika Kawuloková, Ph.D.², Ing. Michaela Strouhalová¹, Ing. Silvie Rosypalová, Ph.D.², Ing. Simona Zlá, Ph.D.²

¹VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, katedra metalurgie a slévárenství, Regionální materiálově technologické centrum, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

²VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, katedra fyzikální chemie a teorie technologických pochodů, Regionální materiálově technologické centrum, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

Laboratoř modelování procesů v tekuté a tuhé fázi vznikla v rámci řešení projektu Regionální materiálově technologické výzkumné centrum (RMTVC). Skládá se z týmů Katedry metalurgie a slévárenství a Katedry fyzikální chemie a teorie technologických pochodů Fakulty metalurgie a materiálového inženýrství (FMMI) na Vysoké škole báňské – Technické univerzitě Ostrava. Vzhledem k potřebám průmyslových partnerů se její činnost zaměřuje na studium procesů souvisejících především s výrobou, odléváním a tuhnutím oceli. Spolupráce s hutními podniky je založena na základě společně řešených projektů či na individuálně řešených zakázkách. Díky kvalitnímu unikátnímu přístrojovému a SW vybavení (vysokoteplotní zařízení pro termickou analýzu, viskozimetr, SW ProCAST, SW Thermocalc, SW Dictra a fyzikální model pro modelování metalurgických procesů) pořízeném při řešení projektu RMTVC a interdisciplinární spolupráci obou kateder již byly úspěšně prověřeny teploty likvidů a solidů jakosti oceli, vyráběných jak plynulým odléváním, tak ingotovou cestou. Dále jsou realizovány numerické simulace vedoucí k optimalizaci výroby velkých kovářských ingotů. Celá řada získaných poznatků byla a je průběžně publikována mj. také v impaktovaných časopisech. V předkládaném příspěvku jsou shrnuty nejzajímavější vědecké výstupy za dosavadní 4leté období činnosti Laboratoře modelování procesů v tekuté a tuhé fázi.

Klíčová slova: ocel; oxidické taveniny; viskozita; termická analýza; termodynamika; kinetika; numerické modelování; fyzikální modelování; provozní verifikace.

The Laboratory for Modelling of Processes in the Liquid and Solid Phases was formed within the frame of solution of the project aimed at establishment of the Regional Materials Science and Technology Centre (RMSTC) at the VŠB – Technical University of Ostrava, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering in the Czech Republic. The scientific team consists of the following members: Department of Metallurgy and Foundry and Department of Physical Chemistry and Theory of Technological Processes. Its activity is devoted to studies of processes mainly related with refining, casting and solidification of steel. Cooperation with metallurgical companies is based both on the jointly solved projects and on individual contracts. The high-quality and unique equipment (high-temperature devices: thermal analysis devices, viscometer, software: ProCAST, Thermocalc, Dictra, physical model for modelling of metallurgical processes) acquired during solution of the project RMSTC and interdisciplinary cooperation between the two mentioned departments is utilized in the applied research activities. The team of the Laboratory during its 4 years long existence presented more than 70 publications. The results of our applied research are used in the currently solved projects (5) and realized contracts (7).

The viscosity of different oxidic system was experimentally studied by Anton Paar Rheoplus viscometer and numerical model for rheological properties of such multicomponent systems is now being developed. Focused on liquidus and solidus temperatures of industrially produced steels, more than 150 measurements on different thermo-

analytical devices and methods with different masses of steel samples were done. The obtained results were and are intensively used for optimising the steelmaking processes directly in steel plants and/or as input data for numerical simulations of steel solidification processes. Numerical simulations in development are thus focused mainly on optimisation of production of heavy forging ingots and continuously cast billets. The temperature field in ingot and on the surface of the mould was compared and adjusted on the basis of the plant measurements realized by thermo camera. The thermal capacity of mould material was studied. Also, the comparison of solidus and liquidus temperatures with the results based on computational methods (commonly used equations and thermal databases) was done. Porosity and macro segregation phenomena in heavy ingots and in continuously cast billets are studied too. The Laboratory for Modelling of Processes in the Liquid and Solid Phases is the workplace where it is possible to realize a lot of applied results in cooperation with industrial partners, not only in the field of steelmaking processes.

Key words: steel; oxidic melts; viscosity; thermal analysis; thermodynamics; kinetics; numerical modelling; physical modelling; operational verification.

1. Aktivita probíhající v jednotlivých oblastech výzkumu

Laboratoř modelování procesů v tekuté a tuhé fázi vznikla v roce 2010 v rámci projektu Regionální materiálově technologické výzkumné centrum (RMTVC). Je součástí 6. výzkumného programu „Experimentální ověřování nových technologických postupů u kovových materiálů s vyššími kvalitativními parametry“. V Laboratoři dochází k úspěšné spolupráci mezi odborníky z příbuzných vědních oborů, především pak z oblasti technologie výroby oceli a teorie technologických pochodů.

Od zahájení činnosti Laboratoře vzniklo již více než 70 publikačních výstupů prezentovaných na odborném fóru formou přednášek či příspěvků v odborných i impaktovaných časopisech. Další jsou v současné době v tisku a stále se připravují nové. Výsledky činnosti byly a nadále jsou využívány při řešení 5 projektů aplikovaného výzkumu, které jsou realizovány ve spolupráci s průmyslovými partnery řešitelů. Výsledky zakázkové činnosti byly předány ve formě 7 výzkumných zpráv zadavatelům z průmyslové sféry. Výsledky byly také využity při zpracovávání závěrečných prací studentů a začínají být implementovány do výuky odborných předmětů.

Hlavním cílem Laboratoře modelování procesů v tekuté a tuhé fázi je reagovat na aktuální potřeby trhu a zaměřit se na problematiku technologie výroby, lití a tuhnutí oceli, která zatím není ještě v ČR komplexně řešená.

Jednotlivé oblasti zaměření Laboratoře lze definovat následovně:

- studium termofyzikálních vlastností tavenin kovů a strusek,
- optimalizace metalurgických procesů pomocí metod modelování (fyzikálního i numerického),
- spolupráce s aplikační sférou při návrhu, testování a zavádění nových technologií zpracování a odlévání tekuté oceli.

K porovnání vývoje činnosti Laboratoře je možné využít předchozí souhrnný příspěvek publikovaný v Hutnických listech 6/2012 [1]. Níže jsou blíže

rozvedeny činnosti související s jednotlivými pořízenými investicemi.

2. Viskozita metalurgických materiálů

Součástí Laboratoře je vysokoteplotní viskozimetr Anton Paar FRS 1600. Vysokoteplotní viskozimetr je využíván k experimentálnímu stanovení vybraných reologických vlastností kovových a zejména **oxidických materiálů**. Pro kovové materiály je používán korundový měřicí systém (kelímek, vřeteno), zatímco pro oxidické systémy se používá grafitový měřicí systém. Toto zařízení umožňuje měření viskozity v rotačním a vibračním režimu. Základní experimentální charakteristiky tohoto zařízení uvádí tab. 1.

Tab. 1 Experimentální charakteristiky vysokoteplotního viskozimetru
Tab. 1 Experimental characteristic of high temperature viscometer

Vysokoteplotní viskozimetr Anton Paar	
Teplotní rozsah	300 – 1600 °C
Rychlost ohřevu	0 – 56 K.min ⁻¹
Rychlost ochlazování	0 – 24 K.min ⁻¹
Objem vzorku v roztaveném stavu	35000 mm ³
Atmosféra	Ar, He, N ₂ a jejich směsi
Měřicí rozsah	3 mPa.s ⁻¹ – 20 Pa.s ⁻¹
Maximální měřicí chyba	0,5 %
Měřicí režim	Rotační, vibrační

Spolu s vědecko-výzkumným zázemím a odbornými kapacitami Katedry fyzikální chemie a teorie technologických pochodů je zařízení využíváno zejména ke stanovení **teploty tání** měřených systémů na základě vyhodnocení normálové síly, kterou působí vřeteno na povrch zkoumané taveniny (obr. 1a), **newtonského či nnewtonského chování** taveniny na základě vyhodnocení tokových křivek (obr. 1b) a **teplotní závislosti viskozity** (obr. 1c).

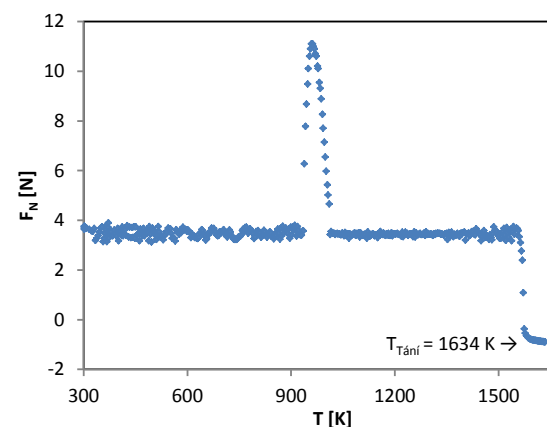
V současné době se experimentální výzkum zaměřuje na stanovení závislosti viskozity na koncentraci dominantních složek (SiO₂, CaO, MgO) reálného lícího prášku, používaného pro plynulé odlévání oceli [2, 3]. Ve spolupráci s Ústavem nanotechnologie je zkoumán vliv těchto složek na vnitřní strukturu tavenin využitím

FTIR analýzy a Rammanových spekter. Výsledky těchto analýz jsou dávány do souvislosti se změnou viskozity zkoumaných systémů.

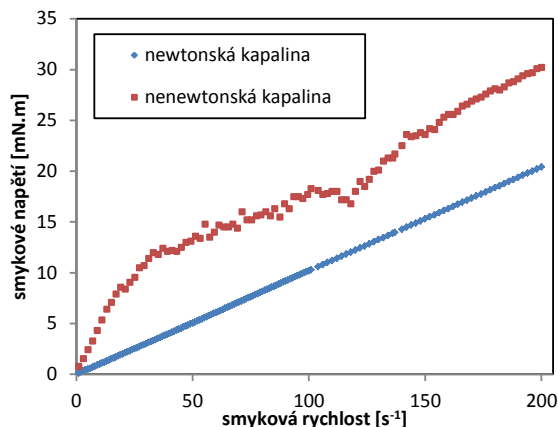
Současně probíhá také ověřování funkčnosti vybraných matematických modelů (NPL, Iida a Urbain model) pro výpočet teplotní závislosti viskozity [4]. Vzhledem k omezené platnosti (teplotní, koncentrační) studovaných modelů, probíhá snaha o vytvoření vlastního matematického modelu pro simulaci viskózního chování zkoumaných systémů.

Na vysokoteplotním viskozimetru byly realizovány zakázky zadané společností BIOTECH Lignosulfonate Handel a partnerskou univerzitou TU Wien.

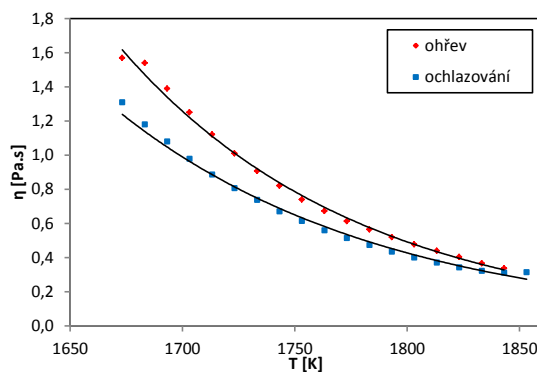
Získané výsledky mohou být efektivně využívány při řešení konkrétních technologických aspektů a s ostatními materiálovými daty [5] mohou také poskytnout komplexní fyzikálně-chemickou databázi o zkoumaných materiálech.



a) Závislost normálové síly na teplotě (určení teploty tání)
a) Temperature dependence of normal force (determination of liquid temperature)



b) Závislost smykového napětí na smykové rychlosti (tokové křivky)
b) Dependence of shear stress on shear rate (flow curves)



c) Teplotní závislost viskozity během ohřevu a ochlazování
c) Temperature dependence of viscosity during heating and cooling

Obr. 1 Ukázka vyhodnocených reologických vlastností oxidického systému vycházejícího z reálného liciho prášku
Fig. 1 Example of evaluated rheological properties of oxide system based on real casting powder

3. Vysokoteplotní termická analýza

Touto problematikou se v rámci Laboratoře zabývá tým z obou zúčastněných kateder, což mj. významným způsobem přispívá k interdisciplinárnímu rozvoji jejich členů a má také nemalý pozitivní dopad na schopnost týmu rozvíjet danou problematiku jak na úrovni základního výzkumu, tak také v souvislosti s řešením úkolů souvisejících s praktickými aspekty reálné metalurgické výroby.

Na Katedře fyzikální chemie a teorie technologických pochodů je již mnoho let spolehlivě využíván experimentální laboratorní systém Setaram SETSYS 18TM [6-8]. V posledních třech letech je také využíván nový přístroj Setaram MHTC (Multi High Temperature Calorimeter). V rámci řešení projektu RMTVC bylo také pořízeno nové zařízení Netzsch STA 449 F3 Jupiter. Experimentální možnosti těchto zařízení jsou blíže specifikovány v tab. 2.

Tab. 2 Experimentální parametry používaných zařízení dynamické termické analýzy
Tab. 2 Experimental parameters of the systems used for dynamic thermal analysis

Parametry/Zařízení	Netzsch STA 449 F3 Jupiter	Setaram SETSYS 18™	Setaram MHTC
Experimentální metody	c-DTA – “vypočtená křivka”; TG/DTA; TG/DSC; TG	TG/DTA; TG/DSC; TG; TMA	HF DSC; DROP; DSC
Teplotní rozsah	+ 20 °C do + 2000 °C	+ 20 °C do + 1750 °C	+ 20 °C do + 1600 °C
Rychlost ohřevu/ochlazování	0.01 do 50 K.min ⁻¹	0.01 do 100 K.min ⁻¹	0.001 do 99 K.min ⁻¹
Teplotní programy	Lineární ohřev/ochlazování; izotermická výdrž; cyklování		
Hmotnost vzorků	Až do 30 g (35 g)	Až do 500 mg	HF DSC do 2.5 g DROP do 30 g
Atmosféra	Vakuum; inertní; reaktivní		
Typ Cp sensoru	Plochý DSC sensor		3D DSC sensor

V současné době se činnost Laboratoře zaměřuje především na stanovování teplot likvidu a solidu reálných jakostí ocelí a také na získávání teplot fázových transformací probíhajících v nízkoteplotní oblasti. Aktivita se dále rozšířila na oblast získávání latentních tepel fázových transformací [9], entalpií a tepelných kapacit reálných značek ocelí [10] metodami používanými v současné době [11].

V posledních třech letech byly na základě prvních metodických měření optimalizovány tvary kelímků využívaných pro přímou termickou analýzu a nadále se na vývoji kelímků pracuje s cílem optimalizovat metodiku měření. Metodika je kontinuálně dopracovávána pro různá experimentální nastavení a uspořádání s cílem optimalizovat samotná měření [12]. Měření jsou prováděna se standardními (referenčními) materiály a také s reálnými jakostmi ocelí.

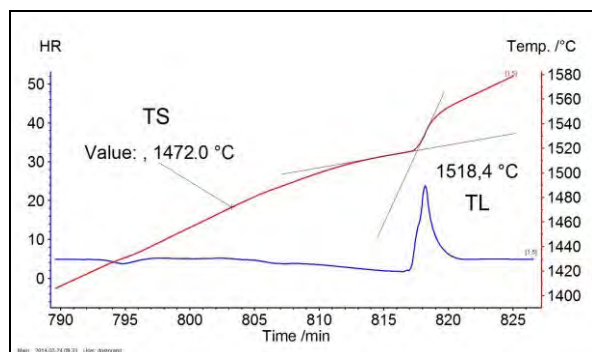
Všechna tři zařízení byla a jsou využívána pro vysokoteplotní i nízkoteplotní analýzy pro aplikační sféru a také základní výzkum. Byly realizovány zakázky zadané společností TŘINECKÉ ŽELEZÁRNY a.s., VÍTKOVICE HEAVY MACHINERY a.s.,

ArcelorMittal Ostrava a.s. a CeramTec, s.r.o.

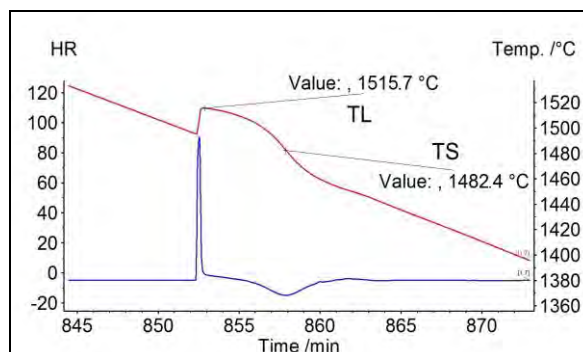
Systematicky prováděné analýzy dodaných vzorků ocelí byly realizovány pro požadované rychlosti ochlazování, které napodobovaly reálné provozní podmínky. V rámci těchto zakázek byly stanoveny teploty likvidu, solidu a jiných vysokoteplotních, resp. nízkoteplotních fázových přeměn celkem u 5 jakostí ocelí. Ve spolupráci se společností CeramTec, s.r.o. byly prováděny analýzy pro stanovení teplot (intervalů) tání křemíku o různé kvalitě.

K získání výsledků (realizace zakázek) bylo na výše uvedených zařízeních (tab. 2) provedeno více než 150 relevantních měření pomocí vhodně volených kombinací metod termické analýzy.

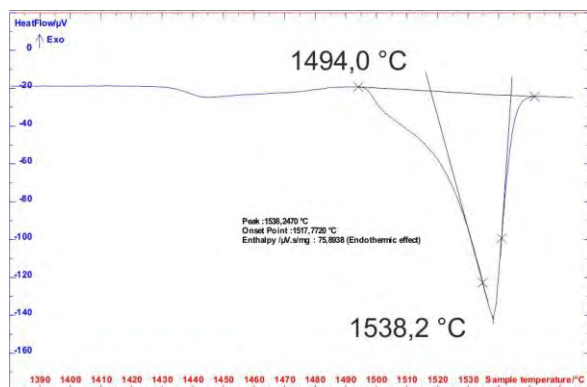
Výsledkem analýz s uváděnými přístroji a vybranými metodami (přímá termická analýza - TA, diferenční termická analýza – DTA a diferenční skenovací kalorimetrie – DSC) jsou např.: křivky ohřevu/ochlazování, DTA a DSC křivky (obr. 2) [11]. Obr. 2 prezentuje křivky získané pro vzorek plynule litého sochoru o průměru 130 mm.



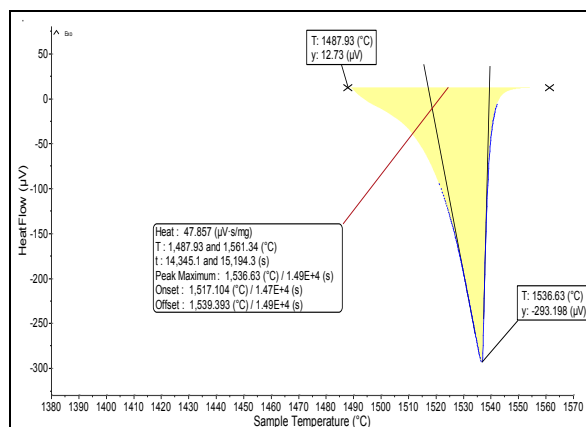
a) Heating curve, TA, 5 °C.min⁻¹, Netzsch STA 449 F3 Jupiter, 23 g
a) Křivka ohřevu, TA, 5 °C.min⁻¹, Netzsch STA 449 F3 Jupiter, 23 g



b) Cooling curve, TA, 5 °C.min⁻¹, Netzsch STA 449 F3, 23 g
b) Křivka ochlazování, TA, 5 °C.min⁻¹, Netzsch STA 449 F3, 23 g



c) DTA curve, heating 5 °C.min⁻¹, Setaram SETSYS 18TM, 150 mg
c) DTA křivka, ohřev 5 °C.min⁻¹, Setaram SETSYS 18TM, 150 mg



d) DSC curve, heating 5 °C.min⁻¹, Setaram MHTC, 1.2 g
d) DSC křivka, ohřev 5 °C.min⁻¹, Setaram MHTC, 1.2 g

Obr. 2 Křivky přímé termické analýzy (TA), DTA-křivka a DSC-křivka vzorků ocelí reálných průmyslových jakostí
Fig. 2 Direct thermal analysis curves (TA), DTA-curve and DSC-curve of the steel samples of real industrial grades

Ke konci roku 2012 byla do Laboratoře pořízena nová odporová pec CLASIC 0317E, která umožňuje realizovat měření teplot solidu a likvidu pomocí přímé termické analýzy v interní atmosféře s využitím „velkých“ ocelových vzorků do hmotnosti cca 5 kg. V současné době již existuje funkční metodika měření a získávané výsledky budou postupně integrovány s výsledky měření dosažených pomocí výše uvedených zařízení pro termickou analýzu „malých vzorků“. V další fázi bude na této peci pozornost zaměřena na vývoj metodiky pro studium segregčních procesů probíhajících při tuhnutí oceli.

V letech 2013 a 2014 se týmy obou kateder účastnily soutěží Technologické agentury ČR (TAČR). Společné návrhy projektů s partnery z průmyslové sféry (ArcelorMittal Ostrava a.s., TRINECKÉ ŽELEZÁRNY, a.s. a Vítkovice Heavy Machinery, a.s.) byly navrženy k financování ze zdrojů TAČR a na základě hodnocení bylo rozhodnuto o jejich finanční podpoře. V současné době jsou tedy řešeny.

V rámci projektu RMTVC byla v jeho poslední fázi zakoupena licence termodynamického SW Thermocalc [13] a kinetického SW Dictra [13] s odpovídajícími databázemi.

SW Thermocalc umožňuje výpočet fázových diagramů (binární, ternární, isothermální, isopletické aj.), transformačních teplot (teploty likvidu, solidu, eutektoidní transformace aj.), plochy likvidu multikomponentních slitin, termofyzikálních a termodynamických vlastností (entalpie, tepelná kapacita, hustota aj.), určení diagramů vlastností, stabilní, metastabilní a heterogenní rovnováhy, dále např.: tuhnutí dle modelu Scheil-Gulliver (Scheil-Gulliver solidification) atd. SW Dictra umožňuje výpočty z oblasti kinetiky: mikrosegregaci v průběhu tuhnutí, homogenizaci, růst a rozpouštění karbidů a intermetalických částí, interdifúzi, nauhličení, oduhličení, nitridování, tepelné zpracování a mnoho dalšího.

Proč k určení teplot fázových transformací u ocelí není dostačující jeden experiment, jedna metoda a jeden přístroj? Ocel je multikomponentní heterogenní materiál se složitou strukturou. Její vlastnosti se liší nejen v závislosti na chemickém složení, ale také na její struktuře. Dalším faktorem, na který není v současné době brán příliš velký zřetel v systémech např. určování teplot solidu a likvidu, je metalografická čistota vzorku. Je třeba si uvědomit, že způsob metalurgické výroby vede ke vzniku různých druhů nekovových fází. Ty mají odlišné fyzikální vlastnosti než kovová matrice a svou přítomností, např. při tuhnutí, mohou ovlivňovat teploty počátku a ukončení tuhnutí ocelové taveniny. Právě díky dostupnosti různých přístrojů, metod, experimentálního nastavení, hmotností vzorků je možné získávané výsledky vyhodnotit tak, aby získané teploty fázových přeměn byly reálné a využitelné v průmyslové praxi.

V další fázi výzkumné činnosti Laboratoře dojde ve spolupráci s odborníky z oblasti materiálových věd právě díky celé řadě relevantně nastavených experimentálních podmínek studovaných ocelí k významnému rozšíření znalostí o termodynamických procesech, které zatím nebylo možné takto komplexně studovat.

Výsledky, které bylo možné zveřejnit, byly publikovány a prezentovány na mnohých zahraničních konferencích [14-16]. Byly také připraveny další příspěvky, které v nejbližší době vyjdou v impaktovaných zahraničních časopisech METALURGIJA, Materiali in Tehnologije, Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, Thermochimica Acta ad.

4. Numerické modelování

Jak již bylo publikováno v [1], numerické modelování si v současnosti v metalurgii již vybojovalo nezastupitelnou pozici. Počáteční ojedinělé simulace počátkem 80. let 20. století jak charakteru proudění v

primárních reaktorech, tak i simulace tuhnutí nejen oceli, ale i dalších kovů a slitin, jsou dnes nezbytnou součástí verifikace nastavení procesu dokonce už i před jeho vlastním zavedením v technologické praxi.

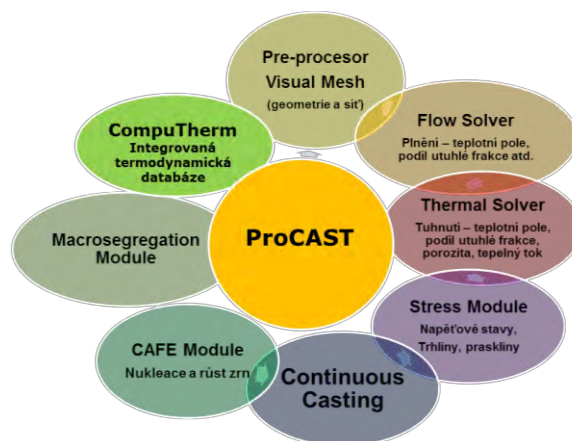
Simulačních softwarů je dnes na trhu celá řada. Ne vždy je snadné pro uživatele se zorientovat, který z nabízených programů je nejvhodnější právě pro verifikaci a optimalizaci jeho procesu.

Díky dlouhodobým vědecko-výzkumným aktivitám pracovníků Laboratoře modelování procesů v tekuté a tuhé fázi v oblasti využití koncepce simultánního numerického a fyzikálního modelového studia, prověřeného v provozních podmínkách a doplněného o velmi potřebné provozní verifikace [17-20], se podařilo v rámci řešení projektu RMTVC získat komplexní komerční licenci špičkového programu ProCAST [21] i výukové licence QuikCAST na numerické modelování procesů probíhajících při lití a tuhnutí oceli a jiných kovů a slitin.

Konfigurace pořízeného software umožňuje provádět komplexní analýzy plnění a tuhnutí nejen ocelových ingotů, ale i plynule litých předlitků, či slévarenských odlitků, s predikcí vad a napětových stavů. Souhrnné řešení je zabezpečeno díky modulům pro výpočet plnění a tuhnutí (Flow Module, Thermal Module), modulu predikce makrosegregace (Macroseggregation Module), dále pak modulu pro výpočet zbytkového pnutí (Stress Module) a v neposlední řadě i modulu umožňujícího simulace procesů probíhajících v —krystalizátoru a v objemu předlitku během plynulého odlévání a tuhnutí (MILE algoritmus). V letošním roce byly výpočetní možnosti software rozšířeny o nadstavbový modul výpočtu porozity (APM modul – Advanced Porosity Module) vznikající během plynulého odlévání oceli a o CAFE modul, který umožňuje výpočet nukleace a růstu zrn. Výpočet je založený na buněčných automatech.

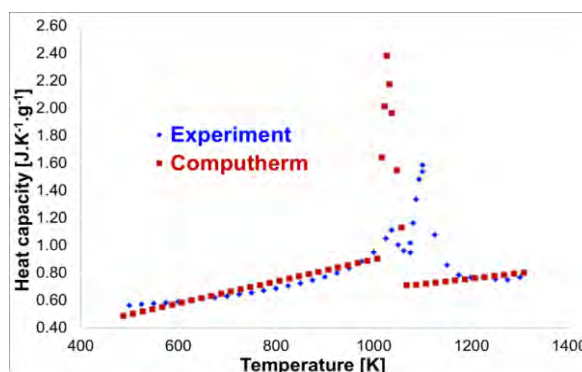
V neposlední řadě je třeba připomenout, že kvalita výsledků numerického modelování objemových vad v oceli, ale i neželezných kovech, je rovněž určována i hodnotami termodynamických veličin oceli i kvalitou materiálu kokily či krystalizátoru [22,23]. Součástí SW ProCAST je sice základní materiálová databáze, nicméně v případě odlišného chemického složení materiálu, který není součástí databáze, je potřeba definovat nový materiál. Laboratoř RMTVC konfrontuje známé literární poznatky s vlastními výsledky z termické analýzy a s výsledky generovanými termomechanickým modulem CompuTherm, který je součástí SW ProCast [24,25]. Aktuální konfigurace software ProCAST je schematicky zachycena na obr. 3.

Laboratorní i softwarové vybavení Laboratoře modelování procesů v tekuté a tuhé fázi umožnilo úspěšné řešení projektu MPO FR-TI3/243 mezi společností VÍTKOVICE HEAVY MACHINERY a.s. a VŠB-TU Ostrava zaměřeného na optimalizaci výrobní



Obr. 3 Aktuální konfigurace software ProCAST
Fig. 3 Current configuration of ProCAST software

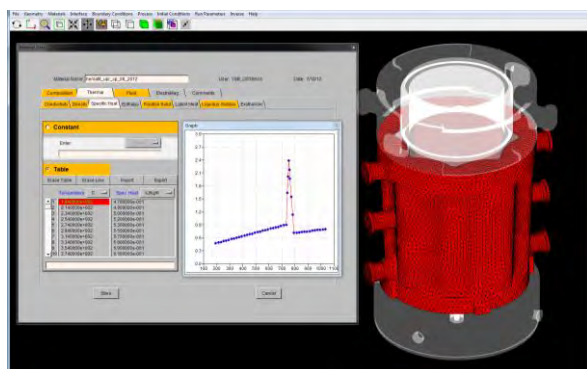
technologie těžkých kovářských ingotů, zejména nastavení podmínek odlévání vedoucích k minimalizaci makrosegregací a středové porozity. Při určení materiálových vlastností oceli a kokily bylo využito jednak integrované termodynamické databáze CompuTherm, ale i experimentálně určených teplot likvidu a solidu [24] či tepelných kapacit pomocí termické analýzy na zařízení SETARAM SETSYS 18TM, SETARAM MHTC a Tammanové odporové peci. Na obr. 4 je zachyceno porovnání experimentálního průběhu změny tepelné kapacity materiálu kokily v závislosti na teplotě s tepelnou kapacitou generovanou termodynamickou databází CompuTherm a používanou při simulacích.



Obr. 4 Porovnání experimentálního průběhu změny tepelné kapacity materiálu kokily v závislosti na teplotě s tepelnou kapacitou generovanou CompuTherm

Fig. 4 Comparison of experimentally monitored change in thermal capacity of the mould material in dependence on the temperature with the thermal capacity generated in CompuTherm

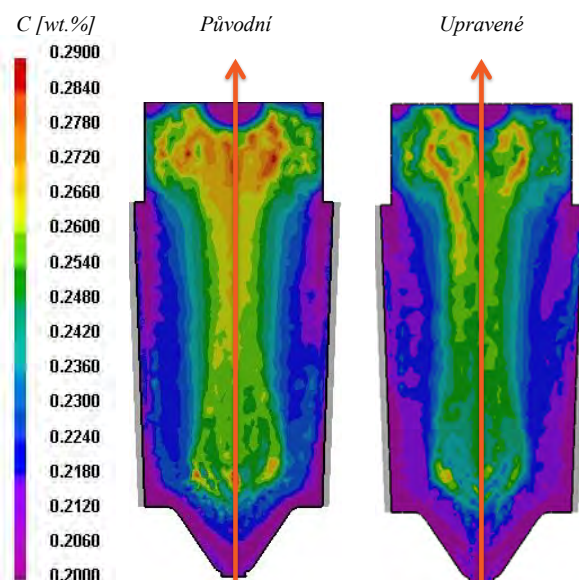
Následně byla experimentálně verifikovaná teplotně závislá tepelná kapacita importována v prostředí ProCASTu k materiálovým vlastnostem litiny kokily používané při numerických simulacích – jak je zachyceno na obr. 5.



Obr. 5 Pohled na pracovní prostředí preprocesoru ProCAST, kde lze k materiálovým vlastnostem importovat experimentálně získaná termodynamická data

Obr. 5 Workplace of the ProCAST preprocessor where it is possible to import the experimentally obtained data to basic material properties

Úpravou podmínek odlévání došlo jednak k minimalizaci středové porozity, ale i k minimalizaci zejména nežádoucí makrosegregace (obr. 6).

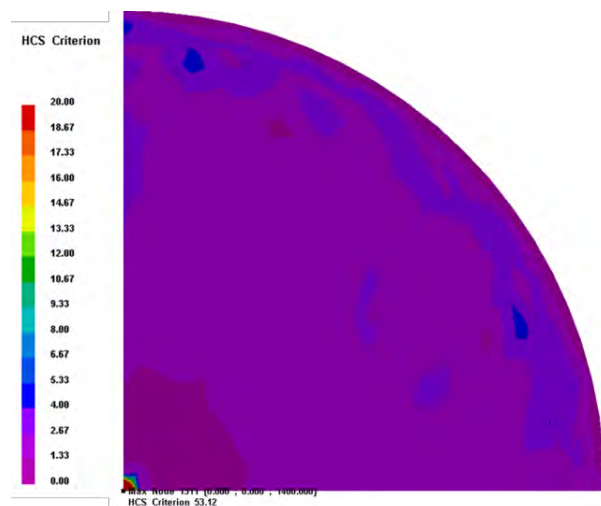


Obr. 6 Porovnání finální makrosegregace uhlíku v ose ingotu

Fig. 6 Comparison of final macrosegregation of carbon in central axis of ingot

V současné době je pozornost pracovníků Laboratoře modelování procesů v tekuté a tuhé fázi směřována nejen na verifikaci technologie odlévání a tuhnutí těžkých kovářských ingotů ve VÍTKOVICE HEAVY MACHINERY a.s. [26-28], ale i plynulého odlévání ocelových předlitků ve spolupráci se společností ArcelorMittal Ostrava a.s. v rámci řešení projektu TA ČR. Hlavním cílem výzkumných prací je intenzifikace plynulého odlévání unikátních kruhových předlitků o průměru 130 mm [29-30]. Pomocí numerického modelování je tak možno predikovat tloušťku utuhlé kůry na konci krystalizátoru, metalurgickou délku,

teplotní pole jak v krystalizátoru, tak po celé délce sekundárního chlazení, podíl utuhlé frakce, středovou porozitu, ale i napěťové stavy, které mohou vést ke vzniku trhlin či prasklin. Na obr. 7 je znázorněn řez předlitkem z numerické simulace, která zachycuje charakter trhlin pomocí napěťového kritéria. Jak výsledky simulace potvrdily, okolí osy předlitku je kritické na vznik trhliny, které se následně mohou šířit směrem od středu k okrajům.



Obr. 7 Predikce trhlin v řezu ocelového plynule litého kruhového předlitku pomocí numerické simulace s HCS kritériem.

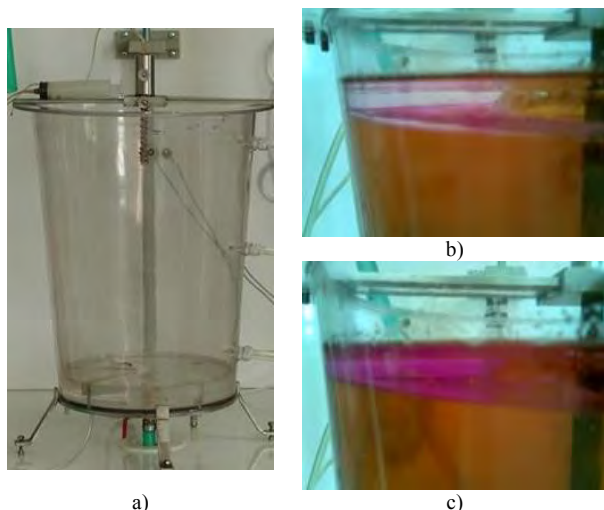
Fig. 7 Prediction of cracks in the cross section of the continuously cast steel billet using numerical simulation with HCS criterion

5. Fyzikální modelování

Kromě výše uvedených výzkumných aktivit založených z velké části na investicích pořízených v rámci řešení projektu RMTVC byl pracovníky Laboratoře realizován i aplikován výzkum využívající již dříve rozvinutých metod fyzikálního modelování metalurgických procesů.

V rámci omezeného rozsahu tohoto příspěvku bude pozornost zaměřena pouze na stručné shrnutí jednoho výzkumu: studium přenosových procesů probíhajících na rozhraní struska – kov v lící pánvi a posouzení míry a průběhu odsíření oceli. Experimenty studující přenosové procesy byly již provedeny na fyzikálním modelu sestaveném v geometrickém měřítku 1 : 9 vzhledem k reálné provozní lící pánvi o kapacitě 180 t (obr. 8).

Výsledky fyzikálního modelování, které jsou blíže rozvedeny v disertační práci [31], kde byly porovnány s daty získanými při provozních zkouškách [32]. Cílem bylo prověření správného nastavení systému podobnosti mezi fyzikálním modelem a reálnými podmínkami v lící pánvi při procesu odsířování oceli. Výsledné kinetické křivky z fyzikálního modelování a provozních experimentů na homogenizační stanici se vzájemně velmi dobře shodovaly.



Obr. 8 Model lící pánve: a) sestava s ponnou tryskou a půdní dmyšnou; a průběh experimentu: b) v čase 180 s a c) v čase 1080 s.

Fig. 8 Model of the ladle: a) design with nozzle and tuyeres; and the course of the experiment: b) time = 180 s and c) time = 1080 s.

Závěr

Předložený příspěvek je věnován stručnému shrnutí současného rozsahu aktivit „Laboratoře modelování procesů v tekuté a tuhé fázi“, která byla založena v roce 2010 v rámci zahájení řešení projektu Regionální materiálově technologické výzkumné centrum. Činnost Laboratoře je zaměřena na studium vlastností metalurgických materiálů s důrazem na jejich přímou implementaci do aplikovaného výzkumu realizovaného v přímé spolupráci s výrobními podniky.

Nejen celá řada moderních měřicích přístrojů a profesionální software, ale především dlouhodobě kvalitní spolupráce vysoce kvalifikovaných pracovníků Laboratoře s průmyslovými partnery vytváří předpoklad dalšího rozvoje poznání ve studovaných oblastech. Tyto prostředky slouží nejen k poznání dané problematiky ze strany partnerů projektu, ale také publikační a vzdělávací činnosti (při respektování utajovaných skutečností) v domácím i světovém odborném tisku či zapojení studentů do prováděného aplikovaného výzkumu v rámci řešení jejich závěrečných prací.

Poděkování

Tato práce vznikla při řešení projektu: č. L01203 "Regionální materiálově technologické výzkumné centrum – program udržitelnosti" financovaného Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky; Studentské grantové soutěže (SGS) VŠB-TUO, projekt č. 2014/61 a č. 2014/62.

Literatura

[1] MICHALEK, K. et al.: Aktuální výzkumné aktivity „Laboratoře modelování procesů v tekuté a tuhé fázi“ projektu RMTVC. *Hutnické listy*, roč. LXV, 2012, č. 6, s. 7-14, ISSN 0018-8069

[2] ROSYPALOVÁ, S., et al.: Effect of change of chemical composition of molten oxide systems on their viscosity. *Hutnické listy*, roč. LXVI, 2013, č. 6, s. 9 - 12. ISSN 0018-8069

[3] ŘEHÁČKOVÁ, L., et al.: Influence of CaO Content on Viscosity of Molten CaO-Al₂O₃-SiO₂ System. *Archives of materials science and engineering*, Vol. 59, 2013No. 2, pp. 61-68

[4] ROSYPALOVÁ, S., et al. Verification of mathematical models for calculation of viscosity of molten oxide systems. *Metalurgija*, Vol. 53, 2014, No. 3, pp. 379 – 382

[5] ROSYPALOVÁ, S., et al. Interfacial tension at the interface molten oxide system/molten steel. *Materiali in Technologije/Materials in Technology*, Vol. 48, 2014, No. 3, pp. 415 – 418. ISSN: 1580-2949

[6] SMETANA, B. et al.: Phase Transformation Temperatures of Pure Iron and Low Alloyed Steels in the Low Temperature region using DTA. *Internation Journal of Materials Research*, Vol. 101, 2010, No. 3, pp. 398-408, ISSN 1862-5282

[7] SMETANA, B. et al.: Application of High Temperature DTA to Micro-Alloyed Steels. *METALURGIJA*, 2012, vol. 51, issue 1, p. 121-124, ISSN 0543-5846

[8] ZLÁ, S. et al.: Thermophysical and Structural Study of in 792-5A Nickel Based Superalloy. *Metalurgija*, Vol. 51, 2012, issue 1, pp. 83-86, ISSN 0543-5846

[9] KALUP, A. et al.: Latent Heats of Melting and Solidifying of Real Steel Grades. In: *METAL 2014*, Brno, 2014, 6 s. [CD-ROM], ISBN 978-80-87294-52-9

[10] ŽALUDOVOVÁ, M. et al.: Study of Heat Capacity of Real Steel Grade. In: *METAL 2014*, Brno, 2014, 5 s. [CD-ROM], ISBN 978-80-87294-52-9

[11] SMETANA, B. et al.: Important Aspects of Phase Transformations Temperatures Study of Steels by Use of Thermal Analysis Methods. In: *METAL 2014*, Brno, 2014, 6 s. [CD-ROM], ISBN 978-80-87294-52-9

[12] ŽALUDOVOVÁ, M. et al.: Influence of Experimental Conditions on Data Obtained by Thermal Analysis Methods. In: *METAL 2013*, Brno, 2013, 5 s. [CD-ROM], ISBN 978-80-87294-41-3

[13] ANDERSSON, J. O. et al.: Thermo-Calc and DICTRA, Computational Tools for Materials Science. *CALPHAD*, Vol. 26, 2002, pp. 273-312. ISSN 0364-5916

[14] GRÝC, K. et al.: High-Temperature Thermal Analysis of Specific Steel Grades. In: *METAL 2012*, Brno, 2012, 6 s. [CD-ROM], ISBN 978-80-87294-29-1

[15] SMETANA, B. et al.: Possibilities of Heat Capacities Determination of Metallic Systems in the Frame of Laboratory of Thermal Analysis. In: *METAL 2012*, Brno, 2012, 6 s. [CD-ROM], ISBN 978-80-87294-29-1

[16] ŽALUDOVOVÁ, M. et al.: Experimental study of Fe-C-O based system below 1000 °C. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2012, DOI: 10.1007/s10973-012-2346-y

[17] MICHALEK, K. et al.: Model Study of Tundish Steel Inter-mixing and Operational Verification. *Archives of Metallurgy and Materials*, Vol. 57, 2012, No. 41, pp. 291-296, ISSN 1733-3490

[18] GRÝC, K. et al.: Physical Modelling of Flow Pattern in 5-strand Asymmetrical Tundish with Baffles. In: *METAL 2010*, Brno, 2010, pp. 42-46. ISBN 978-80-87294-17-8

[19] TKADLEČKOVÁ, M. et al.: Comparison of Extent of the Inter-mixed Zone Achieved under Different Boundary Conditions of Continuous Billets Casting. In: *METAL 2010*, Brno, 2010, pp. 47-52. ISBN 978-80-87294-17-8

[20] MICHALEK, K. et al.: Study of Homogenization and Transfer Processes in the Casting Ladle Using Physical Modelling. In: *METAL 2010*, Brno, 2010, pp. 42-46. ISBN 978-80-87294-17-8

[21] ESI Group, Casting Simulation Suite ProCAST/QuikCAST. [cit. 19.10.2014]. Dostupné z www: <http://www.esi>

- group.com/sites/default/files/resource/brochures/1530/brochure_casting_lores.pdf
- [22] TKADLEČKOVÁ, M. et al.: Verifikace termodynamických parametrů numerického modelu plnění a tuhnutí těžkého ocelového ingotu. In: *28. ročník konference o teorii a praxi výroby a zpracování oceli*, Rožnov pod Radhoštěm, 2012, s. 76-83. ISBN 978-80-87294-28-4
- [23] SMETANA, B. et al.: Experimental verification of hematite ingot mould heat capacity and its direct utilisation in simulation of casting proces. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, Vol. 112, 2013, (Apr. 2013) Issue 1, pp. 473-480. DOI: 10.1007/s10973-013-2964-z
- [24] GRYC, K. et al.: Determination of the solidus and liquidus temperatures of the real-steel grades with dynamic thermal-analysis methods. *Materiali in Tehnologije/Materials in Technology*, Vol. 47, 2013, vol. 47, No. 5, Sept.-Oct., pp. 569-575. ISSN 1580-2949
- [25] GRYC, K. et al.: Determination of solidus and liquidus temperatures for S34MnV steel grade by thermal analysis and calculations. *Metallurgija*, Vol. 53, 2014, Issue: 3, Jul.-Sept., pp. 295-298, ISSN: 0543-5846
- [26] TKADLEČKOVÁ, M. et al.: Comparison of Numerical Results with Thermography Measurement. In: *METAL 2012*, Brno, Hotel Voroněž I, 2012 [CD-ROM: 173.pdf; 6 s.], ISBN 978-80-87294-29-1
- [27] TKADLEČKOVÁ, M. et al.: Setting a Numerical Simulation of Filling and Solidification of Heavy Steel Ingots Based on Real Casting Conditions. *Materiali in Tehnologije/Materials in Technology*, Vol. 46, 2012, No. 4, pp. 399-402. ISSN 1580-2949
- [28] TKADLEČKOVÁ, M. et al.: Verifikace vlivu okrajových parametrů lití ocelových ingotů na velikost objemových vad. *Hutnické listy*, roč. LXV, 2012, č. 2, s. 3-7, ISSN 0018-8069.
- [29] TKADLEČKOVÁ, M. et al.: Verifikace technologie plynulého odlévání ocelových předlitků kruhového formátu průměru 130 mm pomocí numerického modelování. In: *Iron and Steelmaking*, Horní Bečva, 2014 (v tisku).
- [30] TKADLEČKOVÁ, M. et al.: Numerické modelování tuhnutí plynule litých kruhových ocelových předlitků za tepelně ustálených podmínek. *Hutnické listy*, roč. LXVII, 2014, č. 6, ISSN 0018-8069. (toto vydání)
- [31] HUDZIECZEK, Z.: *Fyzikální a numerické modelování přenosových procesů v kovových taveninách při dmychání inertního plynu*. [Disertační práce] VŠB-TU Ostrava, Ostrava, 2013, 101 s.
- [32] SOCHA, L. et al.: Verification of Physical Modelling of Steel Desulphurization in the Plant Conditions of the Homogenization Station. In: *Metal 2014*, Brno, 2014, 9 s., [CD-ROM].

Půl století tradice v oblasti průmyslu a energetiky

BASALT PRAGUE, s.r.o.

Povrchové uhlenné doly

- Projektování a inženýring při stavbě
- Rekonstrukce, opravy strojů a zařízení pro povrchové dobývání
- Transport a úpravu surovin
- Dodávky náhradních dílů
- Provádění oprav
- Poskytování technické pomoci

Doprava abrazivních materiálů

Patentovaná řešení

- Chlazení zapouzdřených vodičů
JE Temelín - Blok I a Blok II, 2 x 1000MW
- Čtvercové oblouky
Dalkia Karviná TČA - Kotle K1, K2 a K3,
Vápenka Vitošov...
- Zařízení k zamezení přenosu sil
a vibrací

Kontakt: Basalt Prague, s.r.o., Petrská 1131/2,

www. pragbasalt.com

110 00 Praha 1, Česká republika,
info@pragbasalt.com

Numerické modelování tuhnutí plynule litých kruhových ocelových předlitků za tepelně ustálených podmínek

Numerical Modelling of Solidification of Continuously Cast Round Steel Billets under Thermal Steady State Conditions

doc. Ing. Markéta Tkadlečková, Ph.D.¹, prof. Ing. Karel Michalek, CSc.¹, Dr. Ing. Ladislav Válek², Ing. Marek Kováč³, doc. Ing. Karel Gryc, Ph.D.¹, doc. Ing. Bedřich Smetana, Ph.D.⁴, Ing. Ladislav Socha, Ph.D.¹, prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.⁴, Ing. Monika Žaludová, Ph.D.⁴, Ing. Simona Zlá, Ph.D.⁴, Ing. Michaela Strouhalová¹

¹VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, katedra metalurgie a slévárenství, Regionální materiálově technologické centrum, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

²ArcelorMittal Ostrava a.s., Vratimovská 689/117, 71 900 Ostrava, Kunčice, Česká republika

³MECAS ESI s.r.o., Brojova 16, 326 00 Plzeň, Česká republika

⁴VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, katedra fyzikální chemie a teorie technologických pochodů, Regionální materiálově technologické centrum, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

Príspevek se věnuje verifikaci tuhnutí plynule litých kruhových ocelových předlitků o průměru 130 mm pomocí numerického modelování v programu ProCAST za tzv. tepelně ustálených podmínek. Cílem numerického modelování realizovaného na Katedře metalurgie a slévárenství pod záštitou Regionálního materiálově technologického výzkumného centra a ve spolupráci s firmou MECAS ESI s.r.o., je verifikace a optimalizace výroby plynule litých kruhových ocelových předlitků o průměru 130 mm v ArcelorMittal Ostrava a.s. Príspevek popisuje pre-procesing, procesing i post-procesing numerického modelování. Rovněž je diskutována problematika stanovení termodynamických vlastností materiálů. Primární simulace základní technologické varianty byla zaměřena především na vymezení geometrie modelované oblasti, nastavení vstupních parametrů výpočtu a predikci teplotního pole, tloušťky utuhlé kůry na konci krystalizátoru, metalurgické délky a délky dvoufázového pásma. Výsledky numerického modelování ukazují tzv. tepelně ustálený stav plynulého litého. Jak prokázaly prvotní simulace základní technologické varianty, jsou výsledky numerického modelování tuhnutí plynule litých ocelových předlitků závislé na definici vstupních parametrů, zejména pak způsobu definice odvodu tepla po délce předlitku, kdy je primární i sekundární chlazení nahrazeno uživatelskou funkcí tepelné okrajové podmínky. Tím jsou vytvořeny podmínky k tomu, aby se v další etapě řešení zaměřila pozornost především na experimentální provozní ověření teplotního pole plynule litého kruhového předlitku pomocí pyrometru a termovize.

Klíčová slova: ocel; zařízení plynulého litého; kruhové předlitky; numerické modelování; metalurgická délka.

The paper presents a verification of solidification of continuously cast round steel billets with a diameter 130 mm in the ProCAST simulation programme under a thermal steady state conditions. The aim of numerical modelling realized under the conditions of the Department of Metallurgy and Foundry and Regional Materials Science and Technology Centre (RMSTC) at VSB-TU Ostrava, and in the cooperation with MECAS ESI s.r.o. company is the optimization of production of continuously cast round steel billets in the company ArcelorMittal Ostrava a.s. The paper describes the pre-processing, processing and post-processing phases of numerical modelling. Also, the problem with the determination of the thermodynamic properties of materials is discussed. Primary simulation was focused on modelling of 3D geometry for computation under the thermal steady state conditions and on a setup of the numerical model. Input parameters of computation, such as casting speed and casting temperature, were determined by the real conditions of the casting. Material properties of individual components of the casting system were defined by the CompuTherm thermodynamic database, by selection from the ProCAST database, and they were finally checked by thermal analysis and calculation of the equations generally used to determine liquidus and solidus temperatures of steel. The heat losses along the casting strand in the primary and secondary zone of the cooling were defined by the user function of thermal boundary conditions. Two basic variants with different coefficients of the heat transfers in the zone of secondary cooling were computed. The thickness of the solidified shell of the strand at the end of the mould was predicted. The thickness of the shell is crucial for assessment of the risk of breakout. Furthermore, the metallurgical length and the two-phase zone were also predicted. As demonstrated, the results of the numerical simulations of primary basic technological variant depend on the definition of the input parameters, especially on the way of the definition of the heat transfer along the length of the casting strand, when the secondary cooling and rollers are replaced by the user function of the thermal boundary

condition. Therefore, in the next phase of research the attention will be focused on the verification of the temperature field along the casting strand under real casting conditions using pyrometers and thermovision.

Key words: steel; CCM; round billets; numerical modelling; metallurgical length.

Výroba sochorů má v ArcelorMittal Ostrava a.s. dlouholetou tradici. Kruhové sochory jsou využívány mimo jiné k výrobě bezešvých trubek. Hlavním smyslem zavedení unikátní výroby plynule litých kruhových předlitků o průměru 130 mm je snížení nákladů na další převálcování plynule litých sochorů, a tedy snížení celkové energetické, ekonomické i ekologické náročnosti [1].

Předpokladem jakostní výroby kruhových sochorů je znalost daného procesu a porozumění mechanismům, které ovlivňují výslednou kvalitu plynule litého ocelového předlitku. Jednou z metod, která je dnes ve většině výrobních ocelářských podniků k verifikaci procesu užívána, je metoda numerického modelování [2-7].

Metoda numerického modelování v komerčním simulačním software ProCAST byla využita při verifikaci technologie plynulého odlévání ocelových předlitků kruhového formátu průměru 130 mm. Cílem numerického modelování, které je prováděno na Katedře metalurgie a slévárenství pod záštitou Regionálního materiálově technologického výzkumného centra a ve spolupráci s firmou MECAS ESI s.r.o., je optimalizace výroby těchto kruhových předlitků v ArcelorMittal Ostrava a.s. [8, 9]. Pozornost je zaměřena na zvyšování licí rychlosti, predikci kvalitativních parametrů sochorů a získání nových poznatků k lepšímu pochopení dějů probíhajících při tuhnutí plynule odlévané oceli.

Výroba ocelových předlitků bez vnitřních vad a nehomogenit, jako je porozita a trhliny, je obvykle podmíněna znalostí teplotního pole předlitku, metalurgické délky, délky dvoufázového pásma a napětových poměrů, ke kterým dochází v průběhu tuhnutí a chladnutí předlitku.

Tab. 1 Přehled způsobu výpočtu výrobních a kvalitativních parametrů radiálního plynulého odlévání ocelových předlitků v závislosti na požadovaném výsledku numerického modelování

Tab. 1 The list of ways of computation of production and quality parameters of radial continuous casting of steel billets depending on the required results of numerical modelling

Očekávaný výsledek	Modul	Způsob výpočtu	Geometrie
Teplotní pole	TM	SS	CRG-PSZ
Metalurgická délka	TM	TBC	CRG-PSZ
Porozita	TM+APM	SS	CRG-PSZ
Napětí a trhliny	TM+HCS	SS	RG-PSZ
Napětí a trhliny, Deformace tvaru, Vzduchová meze	TM+SM	MILE	CRG - K

Níže je uveden význam jednotlivých zkratk použitých v tab. 1:

- TM = Thermal Module
- APM = Advanced Porosity Module
- HCS = Hot Cracking Sensitivity
- SM = Stress Module
- SS = Steady State
- TBC = Traveling Boundary Conditions
- MILE = Mixed Lagrangian Eulerian method
- CRG – PSZ = Celá radiální geometrie zahrnující primární a sekundární zónu předlitku
- RG – PSZ = Rovná geometrie předlitku zahrnující primární i sekundární zónu
- CRG-K = Celá radiální geometrie předlitku vč. Krystalizátoru

Software ProCAST disponuje řadou výpočetních modulů, které umožňují predikovat všechny výše zmíněné parametry. Podle typu požadovaného výsledku se pak musí v software ProCAST zvolit vhodný způsob výpočtu a aktivovat příslušné výpočtové moduly. Specifikaci jednotlivých modulů lze dohledat např. v [10]. Tab. 1 uvádí přehled základních požadovaných výsledků u radiálního plynulého odlévání ocelových předlitků, tomu zvolený výpočetní modul, způsob výpočtu a rozsah výpočetní oblasti (geometrie). Obecně se ale doporučuje zahájit modelování především verifikací teplotního pole, které je určující pro další druhy výpočtů [8, 9].

1. Nastavení numerického modelu

Kvalita výsledků numerického modelování je závislá na dnešních výpočetních možnostech software, použitých rovnicích popisujících proudění a tuhnutí (software jsou však obvykle černé skříňky a uživatel nemá přesnou informaci o definici rovnic) a samozřejmě na vlastním nastavení parametrů výpočtu a interpretaci výsledků [11-13].

Jak již bylo v předchozích pracích autorů uvedeno [8, 9], numerické modelování je obecně rozděleno do tří etap. V první fázi (pre-processingu) je nutné vymezit modelovanou oblast, vytvořit výpočetní síť a definovat parametry výpočtu. V případě numerického modelování tuhnutí plynule litých předlitků lze již všechny tyto kroky realizovat pomocí preprocesoru i procesoru software ProCAST, v tzv. Visual Mesh a Visual CAST. Mezi parametry výpočtu patří:

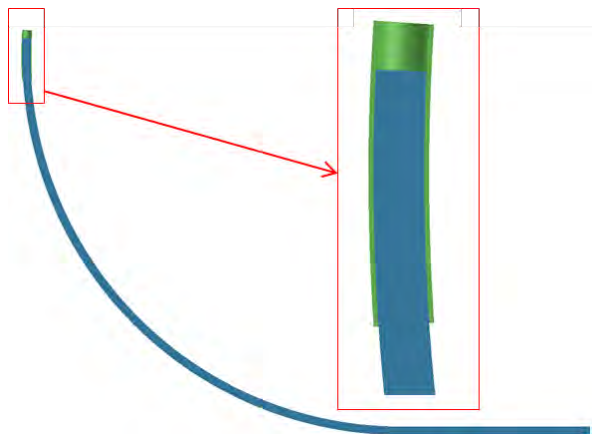
- materiálové vlastnosti jednotlivých částí licí soustavy,
- přestupy tepla na rozhraní prvků geometrie,
- okrajové podmínky, jako je licí teplota, rychlost lití, podmínky odvodu tepla,
- operační podmínky (např. působení gravitace), počáteční podmínky výpočtu,
- parametry výpočtu – tzv. RUN PARAMETERS.

1.1 Geometrie modelované oblasti a výpočetní síť

Geometrie i výpočetní síť byly vytvořeny v pracovním prostředí preprocesoru ProCAST, tzv. Visual Mesh. Výpočty teplotního pole, tloušťky utuhlé kůry na konci krystalizátoru, metalurgická délka a délka dvoufázového pásma za tzv. tepelně ustálených podmínek byly prováděny na polovině celé radiální geometrie plynule litého ocelového kruhového předlitku o průměru 130 mm zahrnující primární a sekundární zónu chlazení. Důvodem použití jedné symetrické poloviny geometrie je kratší výpočetní čas za současné aplikace jemnější výpočetní sítě.

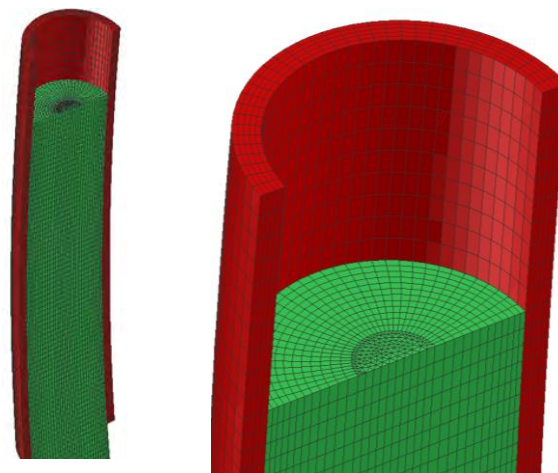
Při tvorbě geometrie krystalizátoru byla uvažována pouze jedna část sestavy krystalizátoru. Jednalo se o zakřivenou měděnou trubku, která je na své vnitřní straně v kontaktu s předlitkem a na vnější straně je ochlazována vodou proudící v uzavřeném okruhu. Lící prášek a vzduchová mezera, které jsou ve skutečnosti mezi povrchem předlitku a krystalizátoru a ovlivňují hodnoty koeficientů přestupu tepla po výšce krystalizátoru, byly následně definovány uživatelskou funkcí.

Hladina oceli v krystalizátoru byla vykreslena v dané vzdálenosti od jeho horního okraje. V tepelném výpočtu nebyla uvažována výlevka (zatím nebyl sledován charakter proudění oceli v oblasti krystalizátoru). Pohled na celou radiální geometrii je zachycen na obr. 1.



Obr. 1 Symetrická polovina celé radiální geometrie plynule litého ocelového kruhového předlitku o průměru 130 mm zahrnující primární a sekundární zónu chlazení
Fig. 1 Symmetrical half of radial geometry of continuously cast round steel billet with diameter of 130 mm, including the primary and secondary zone of cooling

Byla připravena strukturovaná objemová síť obsahující hexa a wedge elementy. Hustota sítě byla navržena s ohledem na teplotní gradienty v krystalizátoru a předlitku. Detailní pohled na výpočetní síť v oblasti krystalizátoru a předlitku je zobrazen na obr. 2.



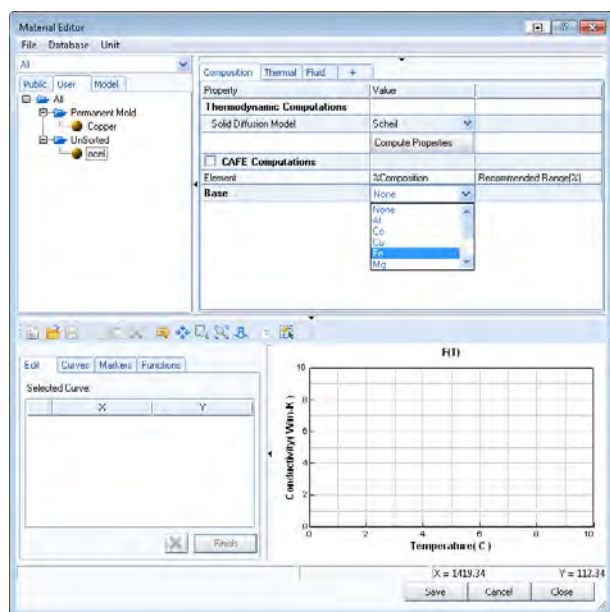
Obr. 2 Detailní pohled na výpočetní síť krystalizátoru a předlitku
Fig. 2 Detail view on computational mesh of the mould and of steel billet

1.2 Materiálové vlastnosti

Stanovení některých okrajových, operačních či počátečních podmínek (pozn. myšleno při stanovení vstupních hodnot numerického modelu, kdy data vycházejí ze stávajících technologických podmínek a kdy cílem simulace je verifikace chování tuhnutí oceli během odlévání za takovýchto podmínek – např. užívaná lící rychlost vs. jakost vs. lící teplota) nebývá obvykle až tak velký problém. Kvalita výsledků numerické simulace výrobních a kvalitativních parametrů radiálního plynulého odlévání ocelových předlitků je však především určována přesností termodynamických veličin oceli, potažmo použitými podmínkami přestupu tepla mezi jednotlivými částmi lící sestavy (ocel-krystalizátor) a způsobem definice odvodu tepla v primární a sekundární oblasti předlitku. A zde můžeme narazit na první komplikace.

Software ProCAST disponuje základní materiálovou databází. V případě odlišného chemického složení materiálu, který není součástí databáze, je potřeba definovat nový materiál. Buď lze využít literárních poznatků, nebo, jako v našem případě při definici termodynamických vlastností nízkouhlíkové oceli o obsahu uhlíku okolo 0,08 hm. % a 0,6 hm. % Mn primární simulované základní varianty, výpočtu v termodynamickém modulu CompuTherm, který může být součástí software ProCAST [15]. Termodynamická databáze CompuTherm umožňuje uživateli na základě definice chemického složení spočítat termodynamické parametry pro libovolný nový materiál, případně sledovat změny termo-fyzikálních dat při změně chemického složení. Na základě definovaného chemického složení lze vypočítat v závislosti na teplotě např. entalpii, hustotu, viskozitu či tepelnou vodivost. Jedním z velmi užitečných výstupů je i stanovení teploty likvidu a solidu definovaného materiálu. Pohled na pracovní prostředí integrované termodynamické databáze CompuTherm v procesoru ProCASTu, tedy v tzv. Visual CAST, je zachycen na obr. 3. Z obr. 3 je patrné, že definici nového materiálu zahájíme volbou vhodné platformy kovu, v našem případě železa.

Paralelně se simulacemi proběhla i experimentální verifikace termodynamických dat odlévané oceli termickou analýzou [15]. Důvodem ověření teoreticky stanovených termodynamických materiálových dat je skutečnost, že současně termodynamické výpočetní systémy počítají obvykle s rovnovážným stavem při určování teplot solidu a likvidu materiálu. Ocel je však multikomponentní heterogenní materiál se složitou strukturou a způsob metalurgické výroby může vést ke vzniku různých druhů nekovových fází. Ty mají odlišné fyzikální vlastnosti, než kovová matrice, a svou přítomností při tuhnutí mohou ovlivnit jak hodnoty fázových transformací, tak i průběh transformace [16].



Obr. 3 Pracovní prostředí termodynamické databáze CompuTherm, integrované v procesoru ProCASTu, tzv. Visual Castu

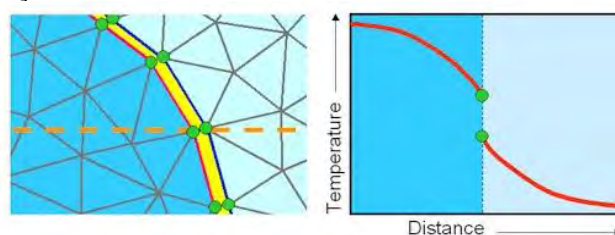
Fig. 3 Working environment of the CompuTherm thermodynamic database, which is integrated in the ProCAST processor, called Visual Cast

Rozpětí mezi teplotou likvidu a solidu stanovené termodynamickou databází činilo 37 °C. Rozpětí mezi teplotou likvidu a solidu u ocelových vzorků oceli stanovené termickou analýzou činilo v některých případech až 50 °C [15]. Z tohoto důvodu je plánovaná u následujících simulací verifikace tuhnutí plynule litých předlitků i s experimentálně identifikovanými termodynamickými daty, zejména teplotou likvidu a solidu za současné úpravy křivky chladnutí (tuhnutí). Cílem těchto simulací bude citlivostní analýza vlivu šířky dvoufázového pásma oceli (za současného zachování stávajícího nastavení numerického modelu) na způsob přechodu z kapalného do tuhého stavu oceli při tuhnutí plynule litých předlitků.

1.3 Interface

Následně je třeba definovat tzv. INTERFACE (resp. podmínky přestupu tepla na rozhraní dvou různých domén), který je určen hodnotou koeficientů přestupu tepla mezi jednotlivými komponenty lité sestavy. Při definici rozhraní je třeba volit mezi koincidentními, nekoincidentními a ekvivalentními podmínkami.

Volba podmínky rozhraní souvisí se způsobem výpočtu přestupu tepla a generováním výpočetní sítě. Při generování výpočetní sítě je obvykle na rozhraní např. mezi krystalizátorem a předlitkem jeden společný výpočetní uzel. Ve skutečnosti je však při výpočtu tuhnutí mezi teplotou taveniny a krystalizátoru výrazný rozdíl (obvykle je teplota krystalizátoru výrazně nižší než teplota taveniny oceli – na obr. 4 naznačeno zelenými body). V tomto případě by bylo správné mít nody dva (nody = výpočetní uzly), aby byly rozlišeny teploty na obou doménách. Volba koincidentní podmínky zajistí modifikaci rozhraní a duplicitu výpočetního uzlu, jak je na obr. 4 znázorněno žlutou barvou. Ve skutečnosti je však tloušťka tohoto modifikovaného rozhraní nulová [14].



Obr. 4 Grafické znázornění koincidentní podmínky pro relevantní výpočet přestupu tepla na rozhraní dvou různých domén

Fig. 4 Graphical representation of coincident conditions for relevant calculation of heat transfer between two different domains

V našem případě byla koincidentní podmínka definována mezi krystalizátorem a předlitkem.

1.4 Okrajové podmínky

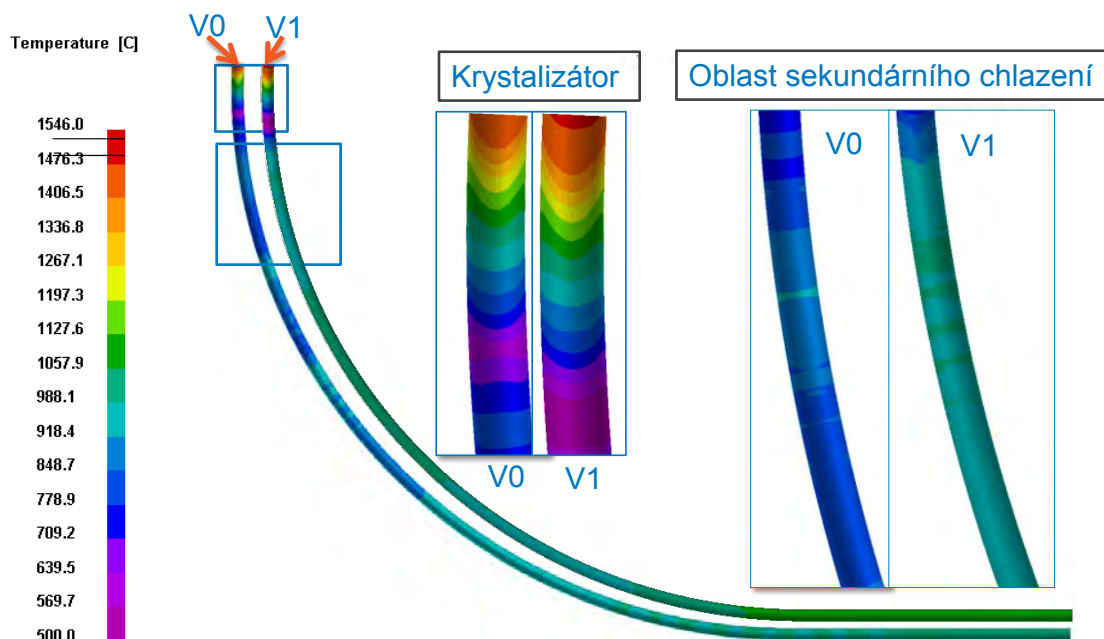
Teplota a rychlost lití oceli byly nastaveny dle technologických podmínek. Dále bylo potřeba definovat odvod tepla přes stěnu krystalizátoru (primární zóna) a na povrchu předlitku v oblasti sekundárního chlazení. S ohledem na citlivost těchto údajů, které jsou součástí know-how výrobní technologie i nastavení numerického modelu, nemohou být zveřejněny konkrétní hodnoty. Změna odvodu tepla pomocí koeficientů přestupu tepla (dále HTC – Heat Transfer Coefficient) v oblasti krystalizátoru i sekundárního chlazení byla nastavena uživatelskou funkcí dle zkušeností řešitelů a údajů dostupných v literatuře, např. [7]. Uživatelskou funkcí je nutné definovat a vytvořit v programu Microsoft Visual C++.

Původní koeficienty přestupu tepla použité u základní technologické varianty, označené jako varianta V0, pro popis odvodu tepla z povrchu předlitku v oblasti sekundárního chlazení byly u další základní simulace, dále v textu označované jako varianta V1, následně nahrazeny zpřesněnými HTC jednotlivých ostřikovných rovin s využitím výsledků z laboratorního měření na VUT v Brně v Laboratoři přenosu tepla a proudění. Hodnoty zpřesněných HTC byly zhruba o 30 % nižší než u původního nastavení. Mezi jednotlivými ostřikovnými rovinami, kde nezasahuje ve skutečnosti vodní chlazení, byl odvod tepla na povrchu předlitku počítán přirozenou konvekcí a sáláním.

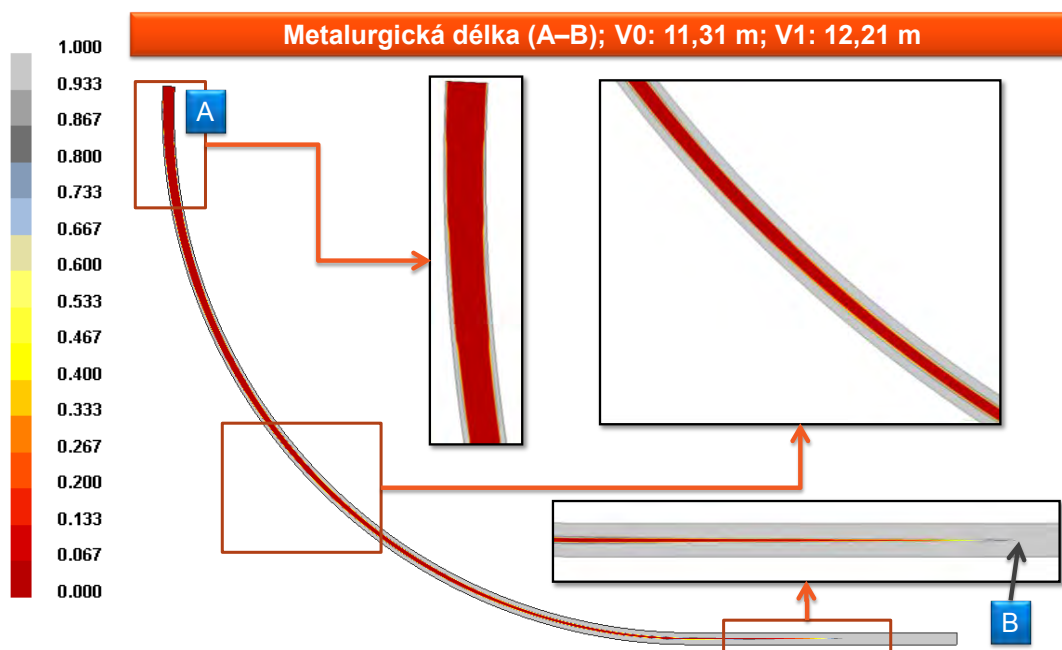
2. Výsledky

Výsledky simulace ukazují takzvaný ustálený stav kontinuálního lití. Na obr. 5 je zachyceno teplotní pole na povrchu předlitku varianty V0 (původní nastavení HTC) a varianty V1 (varianta s upravenými HTC). Z obr. 5 je patrné, že původní HTC nastavené u varianty V0 dle dostupných literárních údajů vedly k daleko

intenzivnějšímu odvodu tepla po délce předlitku v porovnání s variantou V1, kde již byly použity „skutečné“ naměřené HTC. Teplejší teplotní pole vedlo přirozeně k delší metalurgické délce, a to o 0,9 m, která je na obr. 6 zobrazena pomocí funkce Fraction Solid (nulová hodnota na stupnici představuje zcela kapalný stav, hodnota jedna pak stav zcela utuhlý).

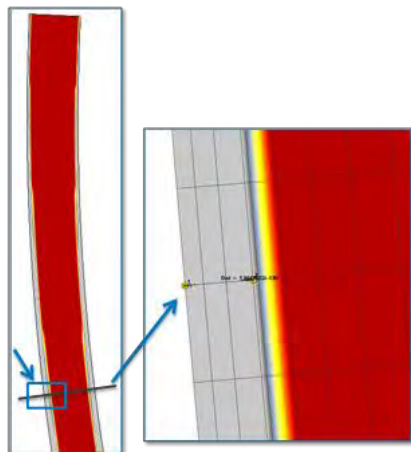


Obr. 5 Porovnání teplotního pole na povrchu předlitku mezi variantou V0 a V1
Fig. 5 Comparison of temperature fields on the surface of the steel billets between the variant V0 a V1



Obr. 6 Podíl tuhé fáze – podélný řez předlitkem, stanovení metalurgické délky
Fig. 6 Fraction of solid phase – longitudinal section of the billet, detection of metallurgical length

Naopak definice charakteru odvodu tepla v oblasti krystalizátoru byla u obou variant shodná. Tomu také odpovídá dosažení shodné tloušťky utuhlé kůry na konci krystalizátoru mezi oběma základními variantami, která činila 10,4 mm (obr. 7). Tloušťka ztuhlé kůry je zásadní z pohledu minimalizace nebezpečí vzniku průvalu.



Obr. 7 Tloušťka ztuhlé kůry na konci krystalizátoru, která činila 10,4 mm jak u V0 tak i u V1

Fig. 7 Thickness of solidified shell at the end of the mould, which was 10.4 mm for both variants

Závěr

Hlavním cílem numerického modelování v simulačním programu ProCAST, které je prováděno na Katedře metalurgie a slévárenství pod záštitou Regionálního materiálově technologického výzkumného centra a ve spolupráci s firmou MECAS ESI s.r.o., je verifikace a optimalizace výroby plynule litých kruhových ocelových předlitků o průměru 130 mm v ArcelorMittal Ostrava a.s. Program ProCAST disponuje celou řadou výpočetních modulů, které umožňují predikci teplotního pole předlitku, metalurgické délky, délky dvoufázového pásma, porozity, napětových poměrů (a tedy trhlin a prasklin), ke kterým dochází v průběhu tuhnutí a chladnutí předlitku.

Primární simulace základní technologické varianty byla zaměřena na verifikaci nastavení numerického modelu a optimalizaci použitých koeficientů přestupu tepla v oblasti sekundárního chlazení. Pro účely numerické simulace tuhnutí plynule litého ocelového předlitku formátu kulatina 130 mm za tzv. tepelně ustálených podmínek byla připravena geometrie a následně i výpočtová síť. Byla predikována tloušťka utuhlé kůry předlitku v místě, kde opouští krystalizátor. Tloušťka kůry je zásadní veličinou při posuzování nebezpečí vzniku průvalu. Dále byla predikována metalurgická délka a teplotní pole předlitku, což jsou další důležité veličiny pro analýzu nastavení stroje kontinuálního lití.

Jak prokázaly primární simulace základní technologické varianty, jsou výsledky numerického modelování závislé na definici vstupních parametrů, zejména pak způsobu definice odvodu tepla po délce předlitku, kdy jsou primární a sekundární chlazení a válečky nahrazeny

uživatelskou funkcí tepelné okrajové podmínky. V další etapě řešení bude proto pozornost zaměřena především na experimentální provozní ověření teplotního pole plynule litého kruhového předlitku pomocí pyrometrů a termovize. Rovněž budou v nastavení numerického modelu použita experimentálně identifikovaná termodynamická data získaná pomocí termické analýzy, zejména teploty likvidu a solidu, křivky chladnutí (tuhnutí) a tepelné kapacity. Vytýčené cíle první fáze řešení projektu byly splněny.

Poděkování

Tato práce je řešena s finanční podporou TA ČR projektu TA03011277 a projektu č. LO1203 "Regionální materiálově technologické výzkumné centrum - program udržitelnosti" financovaného Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky.

Literatura

- [1] VÁLEK, L., ZAJÍČEK, I., KONEČNÝ L., PASTOREKJ.: Vybrané poznatky ze zavádění kulatiny 130 mm v ArcelorMittal Ostrava a.s. In *Teorie a praxe výroby a zpracování oceli*, Ostrava: TANGER spol. s.r.o., Rožnov p. Radhoštěm, 2.-3. dubna 2008, s. 116-122. ISBN 978-80-86840-39-0
- [2] PYZSKO, R., PŘÍHODA, M., MOLÍNEK, J. Numerické modelování vlivu sekundárního chlazení na proces tuhnutí sochorového předlitku. In *15. ročník mezinárodní konference metalurgie a materiálů METAL 2006*, Ostrava: 23. - 25. 5. 2006, Červený zámek, Hradec nad Moravicí, 6 s. [http://www.metal2014.com/files/proceedings/metal_06/index.htm]
- [3] DITTEL, D.: *Numerický model tuhnutí kruhového předlitku*. [Disertační práce]. VŠB-TUO 2010
- [4] RIDOLFI, FRASCHETTI, DE VITO, FERRO: Mathematical Modeling of Hot Tearing in the Solidification of Continuously Cast Round Billets. *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol.41B, December 2010. pp.1293-1309
- [5] TONGMIN, W. et al: Mould taper optimization for continuous casting steels by numerical simulation. *Research & Development*, Vol.7, 2010, February No.1, pp. 61-67. Article ID: 1672-6421(2010)01-061-07
- [6] STRAFFELINI, G., LUTTEROTTI, L., TONOLLI, M., LESTANI, M.: Modeling Solidification Microstructures of Steel Round Billets Obtained by Continuous Casting. *ISIJ International*, Vol. 51, 2011, No. 9, pp. 1448-1453
- [7] GUO, L. at al: Mould Heat Transfer in the Continuous Casting of Round Billet. *ISIJ International*, Vol. 47. 2007, No.8, pp. 1108-1116
- [8] TKADLEČKOVÁ, M., MICHALEK, K., VÁLEK, L., KOVÁČ, M., SMETANA, B., ŽALUDOVÁ, M., ZLÁ, S., DOBROVSKÁ, J.: Numerical modelling of solidification of continuously cast steel billets of round format with a diameter of 130 mm. In *23. ročník mezinárodní konference metalurgie a materiálů METAL 2014*, Symposium A - Pokroková výroba železa a oceli, Ostrava: 21. - 23. května 2014, Hotel Voroněž I, Brno, A14, 6 s. [<http://www.metal2014.com/files/proceedings/17/reports/2703.pdf>]
- [9] TKADLEČKOVÁ, M. aj.: Verifikace technologie plynulého odlévání ocelových předlitků kruhového formátu průměru 130 mm pomocí numerického modelování. In *IRON AND STEELMAKING*. 22.-24.10.2014, Horní Bečva
- [10] http://www.esi-group.com/sites/default/files/resource/brochures/1530/brochure_casting_lores.pdf

- [11] TKADLEČKOVÁ, M. et al.: Verifikace termodynamických parametrů numerického modelu plnění a tuhnutí těžkého ocelového ingotu. In: *28. ročník konference Teorie a praxe výroby a zpracování oceli*, Rožnov pod Radhoštěm, 2012, s. 76-83. ISBN 978-80-87294-28-4
- [12] SMETANA, B., ŽALUDOVÁ, M., TKADLEČKOVÁ, M., DOBROVSKÁ, J., ZLÁ, S., GRÝC, K., KLUS, P., MICHALEK, K., MACHOVČÁK, P., ŘEHÁČKOVÁ, L.: Experimental verification of hematite ingot mould heat capacity and its direct utilisation in simulation of casting process. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, Vol. 112, Apr. 2013, Issue 1, pp. 473-480. WOS:000316687400063, DOI: 10.1007/s10973-013-2964-z
- [13] TKADLEČKOVÁ, M. et al.: Comparison of Numerical Results with Thermography Measurement. In: *21. ročník mezinárodní konference metalurgie a materiálů METAL 2012*, Ostrava: 2012, Hotel Voroněž I, Brno, [No. CD-ROM: 173.pdf; 6 s.], ISBN 978-80-87294-29-1
- [14] ProCAST 2009, Release Notes & Installation Guide. 2009 ESI Group
- [15] SMETANA, B., ŽALUDOVÁ, M., ZLÁ, S., ROSYPALOVÁ, S., KALUP, A., DOBROVSKÁ, J., MICHALEK, K., STROUHALOVÁ, M., DOSTÁL, P., VÁLEK, L.: Important Aspects of Phase Transformations Temperatures Study of Steels by Use of Thermal Analysis Methods. In: *23. ročník mezinárodní konference metalurgie a materiálů, METAL 2014*, 21. - 23. května 2014, Hotel Voroněž I, Brno, Česká republika, Copyright © 2014, TANGER spol. s r.o., (2760.pdf, 6 s.) ISBN 978-80-87294-52-9
- [16] MICHALEK, K., DOBROVSKÁ, J., GRÝC, K., SMETANA, B., TKADLEČKOVÁ, M., SOCHA, L., DUDEK, R., KAWULOKOVÁ, M., STROUHALOVÁ, M., ROSYPALOVÁ, S., ZLÁ, S.: Rozsah výzkumných aktivit v „Laboratoři modelování procesů v tekuté a tuhé fázi“ projektu RMTVC. *Hutnické listy*, roč. LXVII, 2014, č. 6, © OCELOT, s.r.o., ISSN 0018-8069 (v tisku)

Cena železné rudy spadla na pětileté minimum

deutsche-wirtschafts-nachrichten.de

23. 9. 2014

Od určité doby již není cena železné rudy pevná. Cena ocelářské suroviny dramaticky klesla a rychlé zotavení není na obzoru. Přitom je železná ruda pro významné těžářské koncerny tak důležitá, že tvoří základ jejich výnosů. Australsko-britský koncern Rio Tinto např. v minulém roce dosáhl 85% provozních zisků právě s touto surovinou, u brazilského koncernu Vale je tento podíl zhruba stejný. U BHP Billiton a Anglo American tvoří tento podíl 50 %. Propad ceny v r. 2014 je dramatický: od začátku ledna šla cena rudy s obsahem 62 % Fe, dodávané do Číny o 40 % dolů. V září bylo s cenou 82 USD/t dosaženo nejnižší hodnoty od roku 2009. Nízké známky jsou důsledkem převisu nabídky. Analytici banky Goldman Sachs vycházejí z toho, že převis nabídky v exportu bude kolem 52 mil. t, v příštím roce ale dosáhne hodnoty 163 mil. t. V roce 2012 prošla cena rudy také výkyvem, ale poté se vzpamatovala. Na rozdíl od té doby je ale růst nabídky mnohem větší. V roce 2012 dodaly čtyři největší důlní společnosti na trh 48 mil. t, v r. 2014 to ale bude až 130 mil. t. Je to následek vysokých investic v minulých letech. Pro „upuštění páry“ by mohly existovat dvě cesty – zavření dolů, které těží příliš drazé, a zvýšení zásob dobré rudy. Fáze investování podle banky Goldman Sachs každopádně končí. Nastává fáze vytěžování, která bude charakterizovaná nízkými cenami, malými investicemi a stoupající efektivitou.

Rekordní výroba u vysoké pece

www.tageblatt.lu

24. 9. 2014

Ocelárna Galati je největší v Rumunsku a je současně notoricky ztrátová. V roce 2000 byla privatizována a v uplynulých třech letech do ní ArcelorMittal investoval 90 mil. USD s výsledkem, že tamní vysoká pec č. 5 vyrobila v srpnu 2014 tolik surového železa, jako ještě nikdy předtím. Sama může vyrobit až 2 mil. t surového železa za rok a ArcelorMittal vidí v tomto výkonu obrát v dlouholeté ztrátové fázi. Původně huť disponovala šesti vysokými pecemi, vyráběla 3 mil. t oceli za rok a vykazovala 1 mil. USD denní ztráty. ArcelorMittal nastolil tvrdý kurz. Tři vysoké pece byly odstaveny, dvě jsou uvedeny do rezervního režimu, z původních 13 700 zaměstnanců zůstalo dnes 7 100. V průběhu krize klesla výroba na 1,6 mil. t oceli za rok a obrát se snížil ze 2 mld. USD/r na 828 mi. USD/r. ArcelorMittal zde v letech 2009 až 2013 dosáhl ztráty 780 mil. USD, nyní by měl od roku 2015 dosahovat zisk. Pověsti, že by se měla ocelárna zavřít, koncern ve svém vyjádření popřel.

Clo na českou ocel

Reuters

23. 9. 2014

Ministerstvo obchodu USA potvrdilo cla na import speciálních ocelí z České republiky poté, co zjistilo, že zboží bylo v USA prodáváno za příliš nízké ceny. Na oceli s orientovanou strukturou, užívané především ve velkých a středních elektrických transformátorech byla uvalena cla až do výše 35,93 %.

Plastické vlastnosti nástrojové oceli 48Cr8MoV za vysokých teplot

Plastic Properties of Tool Steel 48Cr8MoV at High Temperatures

Ing. Petr Opěla¹, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.¹, Ing. Bohuslav Chmiel², Ing. Petr Kawulok, Ph.D.¹, Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.¹, Ing. Rostislav Kawulok¹

¹VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, katedra tváření materiálu, Regionální materiálově technologické centrum, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava - Poruba, Česká republika

²TRINECKÉ ŽELEZÁRNY, a. s., Průmyslová 1000, 739 70 Třinec-Staré Město, Česká republika

Pro účely válcování oceli 48Cr8MoV na blokovně byla první část výzkumu věnována určení mezní teploty, při které dochází k porušení soudržnosti této oceli. Byla stanovena teplota takzvané nulové pevnosti této oceli na 1338 °C, čímž bylo také zjištěno, že daná teplota je oproti jiným ocelím s obdobným obsahem uhlíku výrazně nižší, a daná ocel je tedy během ohřevu mnohem náchylnější ke spálení, než by na první pohled odpovídalo jejímu obsahu uhlíku. Metodami metalografické analýzy vzorků žíhaných různými režimy bylo potvrzeno, že daná ocel je skutečně na spálení náchylná, a to z důvodu vlivu různých fází kumulujících se během ohřevu na hranicích zrn. Klínovou válcovací zkouškou byl dále určen optimální interval tvářecích teplot na 1150 – 1100 °C. V daném intervalu však hrozí nárůst válcovacích sil o cca 50 – 80 %.

Klíčová slova: subledeburitická nástrojová ocel 48Cr8MoV; teplota nulové pevnosti; klínová válcovací zkouška.

Tool steel 48Cr8MoV thanks to its favorable mechanical properties has a wide range of applications. An advantage of this steel lies mainly in its excellent combination of toughness and wear resistance. What concerns rolling of this steel on a blooming mill we devoted the first part of our research to determination of the maximum temperature, which lead to the loss of integrity of this steel. Thanks to special method of high-temperature testing, performed on Hot Deformation Simulator HDS-20 at the VŠB-TUO, it was possible to determine a nil strength temperature of the examined steel (1338 °C). It was found, in comparison with other steels with similar carbon content, that the nil strength temperature of this steel was significantly lower, which resulted in the higher susceptibility of the steel to burning at heating, than it would have been at the first sight apparent from the steel carbon content. A metallographic analysis of the samples annealed at different modes of temperature and duration of heating was then performed. The aim of this investigation was to clarify an influence of the temperature and duration of heating on the austenite grain size. Metallographic images obtained with use of optical microscopy revealed that grain growing at heating was not the main problem that had to be solved. A bigger complication was found by metallographic analysis, namely that different phases accumulated during heating on the grain boundaries, which lead to burning of steel. An optimal range of forming temperatures was found (1150 – 1100 °C) on the basis of the wedge rolling test. On the other hand, rolling in this temperature range will be probably causing an increase of rolling forces by approx. 50 – 80 %. Moreover, it was found that rolling in the low temperature range caused a significant increase of uneven spreading of rolling on flat rolls.

Key words: sub-ledeburitic tool steel 48Cr8MoV; nil strength temperature; wedge rolling test.

Subledeburitické nástrojové chromové oceli neobsahují speciální ledeburitické karbidy a svým fázovým složením se řadí více mezi oceli nadeutektoidní. Obsah uhlíku se pohybuje v rozpětí 0,5 až 0,65 % a přísada chromu dosahuje výše 5 až 8 %. Jiným příkladem je ocel s 5 % chromu a zvýšeným obsahem uhlíku 0,9 %. Tato subledeburitická ocel nabízí příznivou kombinaci houževnatosti a odolnosti proti opotřebení [1-5].

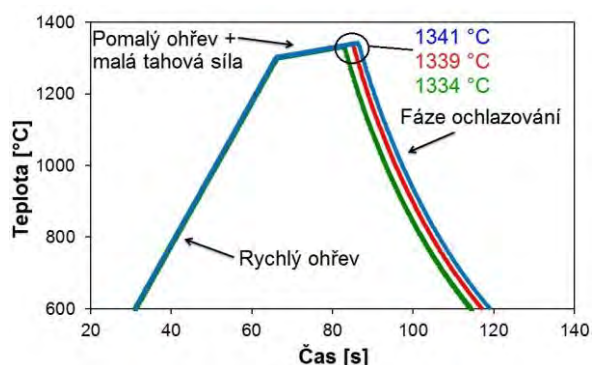
Nástrojové oceli s vysokým obsahem Cr (nad 8 hm. %) se často používají k výrobě strojírenských dílů, užívaných při zpracovávání dřeva [6-7]. Nevýhoda těchto ocelí tkví v tom, že během ochlazování po tváření, nejčastěji po válcování, dochází k tvorbě trhlin. Jejich vývin je zásadně ovlivněn rychlostí ochlazování, a tudíž je nutné hledat takové podmínky, které by vzniku trhlin zabránily [4, 5, 8, 9].

Předmětem výzkumu bylo pro nástrojovou ocel 48Cr8MoV v litém stavu (s 0,5 % C, 8 % Cr, 1,5 % Mo a 0,5 % V) určit teplotu nulové pevnosti, zhodnotit vliv teploty a doby ohřevu na zhrubnutí austenitického zrna a dále pak s využitím klínových válcovacích zkoušek stanovit vliv teploty na technologickou tvařitelnost, resp. válcovatelnost tohoto materiálu.

Teplota nulové pevnosti

Teplota nulové pevnosti, jež má vztah k teplotě spálení materiálu, byla určována speciální metodou vysokoteplotního zkoušení na simulátoru deformací za tepla HDS-20 (resp. na jeho hlavní součásti – plastometru Gleeble 3800). Metoda spočívá v aplikaci řízeného ohřevu za spolupůsobení konstantní, velmi malé tahové síly (max. 220 N) na odporově ohříváný

vzorek válcovitého tvaru o průměru 6 mm. Byly provedeny tři takovéto testy a jako jejich výsledek uznána střední hodnota teploty nulové pevnosti [10]. Graf na obr. 1 ukazuje příklad průběhu teploty při těchto testech – rychlý ohřev do teploty 1300 °C, následný pomalý ohřev za spolupůsobení tahové síly do přetržení vzorku a volné ochlazování materiálu. Teplota nulové pevnosti odpovídá nejvyšší hodnotě teploty registrované v okamžiku ztráty soudržnosti materiálu. Při jednotlivých testech byly takto určeny hodnoty 1341 °C, 1334 °C a 1339 °C. Teplota nulové pevnosti zkoumané oceli tedy po zprůměrování vyšla 1338 °C se směrodatnou odchylkou pouhé 3 °C (což ukazuje dobrou chemickou homogenitu dodaného materiálu).



Obr. 1 Časový průběh teploty při testech nulové pevnosti
Fig. 1 Time course of temperature at Nil Strength Tests

Hrubnutí austenitického zrna během ohřevu

Z dodaného materiálu byly řezáním vyrobeny vzorky – krychle o straně cca 20 mm. Ty byly ohřívány v laboratorní elektrické odporové peci v ochranné argonové atmosféře na teplotu 1170 °C, 1200 °C nebo 1240 °C po dobu 1 hodiny, 3 hodin nebo 5 hodin. Po vyjmutí z pece bylo všech 9 vzorků kaleno do oleje. Následnému naleptání hranic původních austenitických zrn mělo napomoci jednotné popuštění vzorků po dobu 1 hodiny při teplotě 250 °C.

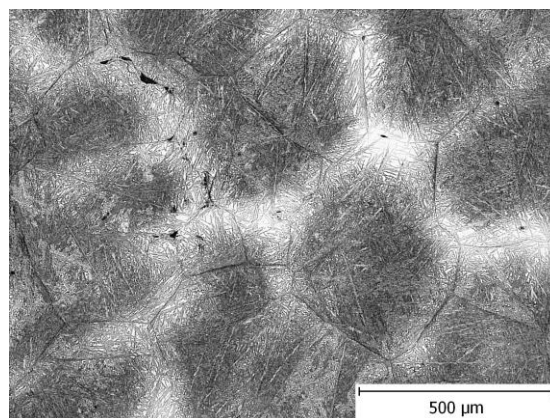


Obr. 2 Dendritická lící struktura u vzorku žíhaného při 1200 °C / 5 h

Fig. 2 Dendritic casting structure of the sample annealed at 1200 °C / 5 h

Aplikace leptadla Alkilo při teplotě 80 °C nevedlo k naleptání hranic zrn, ale byly tím zvýrazněny dendritické útvary. Jak dokládá obr. 2, ani dlouhodobý vysokoteplotní ohřev nerozrušil výchozí lící strukturu.

Pro zviditelnění hranic původních austenitických zrn se jako optimální projevilo leptání činidlem Vilella-Bain za pokojové teploty. Příklad takto získaného metalografického snímku dokumentuje obr. 3. Jak odhalily SEM/EDS analýzy ve Vojenské technické akademii ve Varšavě (Polsko), světlé oblasti podél hranic původních zrn jsou spojeny s jejich obohacením chromem a molybdenem.



Obr. 3 Původní austenitické zrn po ohřevu 1240 °C / 5 h
Fig. 3 Original austenitic grain after heating at 1240 °C / 5 h

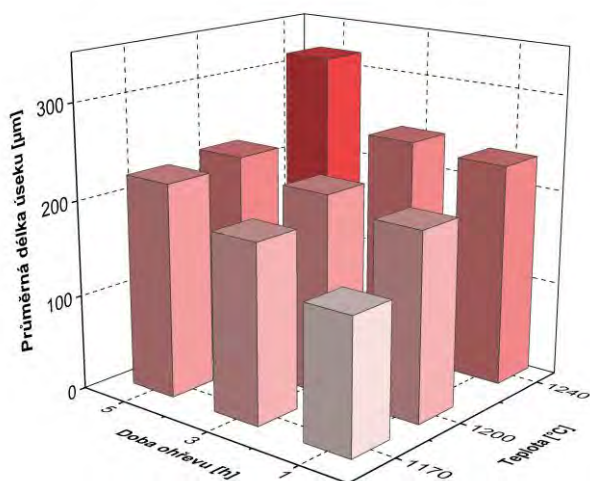
V tab. 1 jsou pak pro jednotlivé vzorky uvedeny průměrné délky zachyceného úseku, dané počtem zrn proťatých úsečkou známé délky (viz lineární průsečíková metoda, ČSN EN ISO 643: Ocel – Mikrografické stanovení velikosti zrn).

Tab. 1 Velikost původního austenitického zrna v závislosti na teplotě a době ohřevu

Tab. 1 Size of the main austenitic grain in dependence on the temperature and duration heating

Teplota	Doba ohřevu	Průměrná délka úseku	Číslo velikosti zrna
[°C]	[h]	[μm]	[-]
1170	1	141	2 až 3
1170	3	187	1 až 2
1170	5	224	1
1200	1	198	1
1200	3	212	1
1200	5	231	0 až 1
1240	1	233	0 až 1
1240	3	240	0 až 1
1240	5	316	0

Sloupcový graf na obr. 4 znázorňuje vliv teploty a doby ohřevu na růst austenitického zrna. Ze sady získaných údajů o velikosti zrna zásadně vybočují jen hodnoty odpovídající ohřevu 1170 °C/1 h a 1240 °C/5 h.



Obr. 4 Grafické znázornění vlivu parametrů ohřevu na hrubnutí zrna
Fig. 4 Graphic illustration of the influence of heating parameters on the grain growth

Jak signalizuje snímek v obr. 5, zásadním problémem při vysokoteplotním ohřevu zkoumané oceli (min. 1200 °C) není ani tak hrubnutí zrna, jako spíše kumulace různých fází na hranicích zrn – tzn. příznaky spálení materiálu. SEM/EDS analýzy prokázaly, že hrubší útvary na hranicích zrn jsou tvořeny komplexními oxisulfidy na bázi Mn, Fe a Mo. V menší míře byly pozorovány eutektické útvary obohacené Cr, Mo, V a lokálně i fosforem – viz obr. 6.



Obr. 5 Kontaminace hranic zrn cizími fázemi
(po ohřevu 1240 °C / 1 h)
Fig. 5 Grain boundary contamination by unfamiliar phases
(after heating at 1240 °C / 1 h)

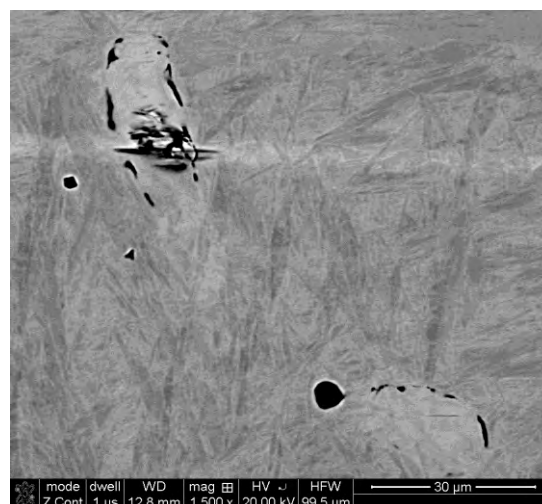
Ve zkoumané oceli byly nejen na hranicích zrn často pozorovány dutiny jen částečně vyplněné materiálem (obr. 7), který se překvapivě ukázal být chemicky shodný s okolní maticí. Vměstky, dutiny a jemné karbonitridy na bázi Mo, V, Nb a Ti byly vesměs propojené do hnízd či řetězků lemuujících hranice zrn – viz např. obr. 8. Četnost výskytu a velikost vad v mikroskopickém měřítku odpovídá běžnému licímu stavu. Malé dutiny jsou při válcování za tepla běžně svařeny při spolupůsobení vysokých tlaků a teplot.



Obr. 6 Malý eutektický útvar na hranici zrn
(po ohřevu 1240 °C / 1 h)
Fig. 6 Small eutectic formation on the grain boundaries
(after heating at 1240 °C / 1 h)



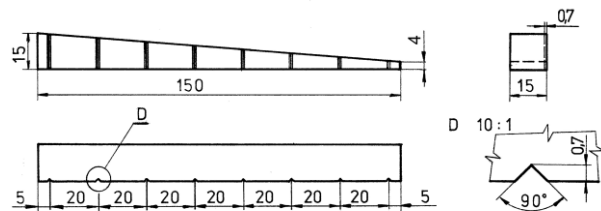
Obr. 7 Částečně vyplněná dutina ve vzorku ohřívaném 1200 °C / 5 h
Fig. 7 Partially filled cavity in the sample heated at 1200 °C / 5 h



Obr. 8 Lokalita s kumulací různých fází a vad
(po ohřevu 1240 °C / 1 h)
Fig. 8 Area with accumulation of various phases and defects
(after heating at 1240 °C / 1 h)

Tvařitelnost zjišťovaná klínovými válcovacími zkouškami

Z dodaného materiálu byly vyrobeny vzorky klínovitého tvaru a rozměrů, jak ukazuje výkres na obr. 9.

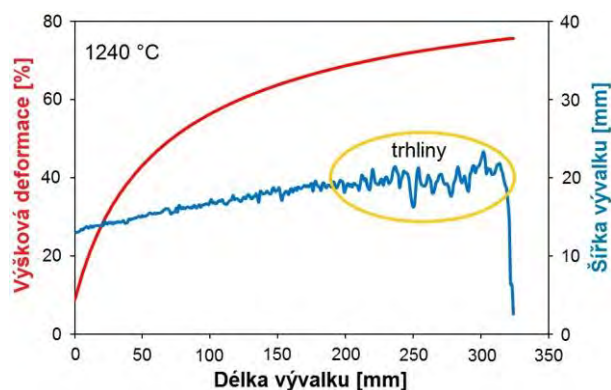


Obr. 9 Vzorek pro klínovou válcovací zkoušku s V-vruby hloubky 0,7 mm

Fig. 9 Wedge rolling tests sample with V-notch with the depth of 0.7 mm

Každý vzorek byl ohříván po dobu 20 minut v elektrické odporové peci přímo na teplotu tváření (tzn. 1050 °C – 1100 °C – 1150 °C – 1180 °C – 1210 °C – 1240 °C; při každé teplotě vždy 2 vzorky). Válcování probíhalo vždy jediným úběrem při nastavení válcovací mezery 3,5 mm na kvarto stolici K350. Hladké pracovní válce o průměru 63,5 mm se otáčely nominální rychlostí 70 min⁻¹. Tloušťka výsledných vývalků se po délce (v závislosti na válcovací síle rostoucí se zvětšujícím se úběrem) měnila v rozsahu cca 3,65 mm až 3,80 mm [11].

Graf na obr. 10 dokumentuje hodnoty výškové deformace, dosažené po délce vývalku při teplotě válcování 1240 °C (s maximem cca 75 %). Tyto výsledky byly získány pomocí speciálního software KLIN [12, 13], pracujícího na základě počítačové analýzy obrazu (po naskenování půdorysů vybraných vzorků). Rozkmit křivky, která popisuje průběh šířky vývalku, je projevem vzniku trhlin na bočních stranách vývalku, který je při teplotě 1240 °C nejmarkantnější - obr. 12 a).

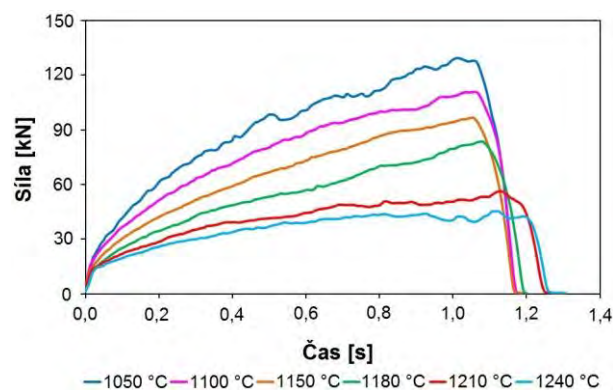


Obr. 10 Šířka a deformace v závislosti na délce vzorku po klínové válcovací zkoušce (teplota 1240 °C)

Fig. 10 Width and strain in dependence on the length of the sample after wedge rolling test (temperature 1240 °C)

Na obr. 11 jsou vyneseny průběhy celkových válcovacích sil v závislosti na teplotě tváření. Nárůst

energosiťových parametrů tváření s klesající teplotou je logický. Za pozornost stojí rozkmit naměřených hodnot při vysokých teplotách (z důvodu praskání materiálu) a rovněž při teplotách nízkých (z důvodu heterogenního tečení materiálu ve válcovací mezeře, projevujícího se velmi nerovnoměrným šířením). Tyto skutečnosti dobře korespondují s půdorysným tvarem vývalků – viz obr. 12 a) a b).

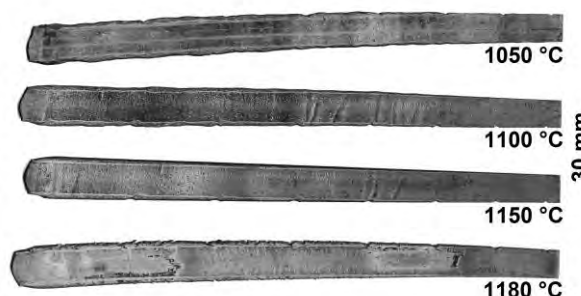


Obr. 11 Vliv teploty na průběh válcovacích sil při klínových zkouškách

Fig. 11 Influence of temperature on the course of rolling forces at wedge tests



a) Půdorysný tvar vzorků vyválcovaných při teplotách nad 1200 °C
a) Top view of the samples rolled at the temperatures above 1200 °C



b) Půdorysný tvar vzorků vyválcovaných při nízkých teplotách
b) Top view of the samples rolled at low temperatures

Obr. 12 Výsledky klínové válcovací zkoušky
Fig. 12 Results of wedge rolling test

Tvařitelnost zkoumané oceli při teplotách nad 1200 °C je (pravděpodobně v důsledku přehřátí až spálení materiálu) velmi nízká. Trhliny se na bocích vzorků vyskytují po celé jejich délce, a to již při velmi malých deformacích a bez návaznosti na rozmístění V-vrubů, jež měly plnit funkci iniciátorů trhlin. První ze vzorků válcovaných při teplotě 1240 °C se dokonce příčně roztrhl ve válcovací mezeře a nebyl tedy proválcován

celý. Při teplotě 1180 °C je výskyt trhlin rovněž masivní, ale tyto vady jsou mnohem méně výrazné než při nejvyšších teplotách.

Vzorek vyválnovaný při teplotě 1150 °C vykázal trhliny jen u 7. a 8. vrubu, tedy při deformaci 72 %, resp. 75 %. Absence jakýchkoliv viditelných vad dokazuje nejlepší tvaritelnost při teplotě 1100 °C. Pravděpodobně vlivem jisté heterogenity struktury se u vzorku válcovaného za teploty 1050 °C vyskytly trhliny jen u 5. a 8. vrubu (tzn. při deformaci 64 % nebo 75 %).

Je evidentní, že prvotní nastavení počátečních válcovacích teplot nad 1200 °C pro zkušební válcování značky oceli 48Cr8MoV neodpovídá podmínkám její nejlepší tvaritelnosti. Vhodné snížení teplot ohřevu a válcování do intervalu teplot 1150 – 1100 °C sice pravděpodobně povede k nárůstu válcovacích sil o 50 – 80 % ve srovnání s válcováním při teplotě 1210 °C (hrubě odhadnuto z grafu v obr. 11), ale sníží se riziko výskytu trhlin a vnitřních defektů. Navíc je ovšem třeba upozornit na to, že při nízkých teplotách se výrazně zvyšuje nerovnoměrnost šíření (toku materiálu) při válcování na hladkých válcích. Zajímavé je i to, že s rostoucí teplotou se snižuje šíření zkoumané oceli a zvyšuje se adekvátně její prodlužování během válcování na válcích bez kalibrů.

Závěr

Teplota nulové pevnosti zkoumané nástrojové oceli 48Cr8MoV je mimořádně nízká (jen 1338 °C) a ukazuje na její výraznou náchylnost ke spálení během ohřevu.

Zásadnější zhrubnutí struktury je pozorováno až po ohřevu 1240 °C/5 h. Důležitější je poznatek o evidentní kontaminaci hranic zrn při ohřevu na teplotu min. 1200 °C cizími fázemi, jako jsou oxisulfidy a jemné karbonitridy. To koresponduje se zjištěnou náchylností k nebezpečnému spálení oceli 48Cr8MoV více než k běžnějšímu přehřátí.

Klínové válcovací zkoušky odhalily neobyčejně nízkou technologickou tvaritelnost (konkrétně válcovatelnost) zkoumaného materiálu při teplotách nad 1200 °C. Vhodné snížení teplot válcování do intervalu teplot cca 1150 – 1100 °C by ovšem vedlo k významnému nárůstu energosilových parametrů válcování na blokovně (odhadem min. o 50 % oproti stávajícímu stavu). Ke zpřesnění tohoto odhadu bude třeba na základě zkoušek tlakem za tepla vyvinout matematický model deformačních odporů (viz např. [14]), implementovatelný do komerčních programů vhodných

k počítačové simulaci provozního válcování bram ze zkoumané oceli a k optimalizaci příslušné technologie.

Poděkování

Práce byly provedeny v rámci řešení projektu FR-TI3/373 „Výzkum a vývoj nových subledeburitických nástrojových ocelí na zpracování dřeva se zvýšenou výkonností“ (MPO ČR), v návaznosti na řešení projektů LO1203 „Regionální materiálově technologické výzkumné centrum – program udržitelnosti“ a SP2014/100 „Zkoumání deformačního chování materiálů s využitím simulátoru deformací a laboratorního válcování“, financovaných MŠMT ČR.

Literatura

- [1] PŘIBYL, E. aj. *Nástrojové oceli POLDI a jejich použití*. 1. vyd. Praha: SNTL-Nakladatelství technické literatury, 1986, 412 s.
- [2] FREMUNT, P. aj. *Nástrojové oceli*. Brno: Dům techniky, 1994, 229 s.
- [3] SILBERNAGEL, A. aj. *Struktura, vlastnosti, zkoušení a použití kovů*. 1. vyd. Ostrava: Kovosil, 2011, 285 s.
- [4] CHMIEL, B. aj. Současný stav, vývoj a možnosti výroby nových typů nástrojových ocelí v TŽ, a.s. *Hutnické listy*. 2013, 66(1), 17-21
- [5] KAWULOK, P. aj. Plastometrická simulace ochlazování bram z nástrojové oceli 48Cr8MoV. *Hutnické listy*. 2014, 67(4), 11-15
- [6] CHMIEL, B. aj. Výroba nástrojových ocelí v Trineckých železárnách, a.s., pro průmyslové nože na dřevo. *Hutnické listy*. 2010, 63(5), 27-31
- [7] HOSFORD, W.F., CADDELL, R.M. *Metal forming – mechanics and metallurgy*: Cambridge University Press, 2011, s. 331
- [8] BERNIS, H. et al. Fracture of hot formed ledeburitic chromium steels. *Engineering Fracture Mechanics*. 1997, 58(4), 311-325
- [9] UHLENHAUT, D. I. et al. Structure and properties of a hypoeutectic chromium steel processed in the semi-solid state. *Acta materialia*. 2006, 54, 2727-2734
- [10] RUSZ, S. aj. Fázové přeměny a tvaritelnost vybraných ocelí pro výrobu bezešvých trubek. *Hutnické listy*. 2014, 67(4), 26-30
- [11] SCHINDLER, I. aj. Deformační chování slitiny AlMg4,5Mn0,7 za tepla. *Hutnické listy*. 2014, 67(4), 4-10
- [12] TUROŇOVÁ, P. et al. Hot Formability Evaluated by the Wedge Rolling Test. *Acta Metallurgica Slovaca*. 2005, 11, 61-68
- [13] KUBINA, T. et al. Computer Processing of Results of the Wedge Rolling Test. *Computer Methods in Materials Science*. 2007, 7, 61-66 OPĚLA, P. aj. Modely deformačního odporu oceli C45 za tepla. *Hutnické listy*. 2014, 67(4), 21-25

Ověření vlivu průměru trnu a jeho polohy pro technologii děrování

Verification of the Piercing Plug Diameter and its Position for Piercing Technology

Ing. Petr Unucka, Ph.D.¹, Ing. Roman Noga¹, Mgr. Marek Vindyš¹

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

Vnější průměr vyráběných bezešvých trubek je dán průměrem vstupního polotovaru a průměrem trnu. Vzhledem k používání kontilité vsázky je průměr vstupního polotovaru limitován dodávaným průměrem podle velikosti použitého krystalizátoru v zařízení pro spojitě odlévání sochorů. Možnosti jeho následné změny jsou limitovány použitou technologií výroby, tj. typem děrování a elongací. V praxi je zvětšení vnějšího průměru trubky docíleno šířením a redukcí úžením. Oba typy deformace vyžadují, aby válcovací stolice umožňovala nastavování (měnit) úhlu rozválcování. Vzhledem k nepříznivému stavu napjatosti ve válcovací mezeře, který šíření doprovází a jehož důsledkem je výskyt trhlin na vyválcované trubce, je logičtější postupem používat spíše redukci průměru. Určité korekce vnějšího průměru lze docílit i vhodnou volbou průměru děrovacího trnu a jeho polohy v osové směru ve válcovací mezeře. Právě pro ověření limitních rozměrů děrovacího trnu a vlivu jeho polohy ve válcovací mezeře byl proveden rozbor procesu kosého děrování a jeho experimentální ověření.

Klíčová slova: bezešvé trubky; kosé válcování; děrování.

The paper is focused on verification of the effect of piercing plug dimensions and shape and its position in rolling gap between rolls. These two parameters - position and dimensions of the piercing plug - were tested on the experimental laboratory rolling mill. The rolling was made on two rolls system with one cylinder backup roll. The billets were cast in the company MMR Ltd. with diameter of 73 mm and length of 150 mm. Two diameters of piercing plug (50 and 55 mm) were tested and three positions when 35/40/45 % of the piercing plug length were before the passing plane. The transport angle was 5.5° and rotational speed of the rolls was 80 rpm. There is here important limiting parameter of piercing plug diameter as well as the wall thickness that both limit the flow of metal in the axial direction. For the laboratory rolling mill in the company MMR Ltd. a diameter of 55 mm was used (approx. 70 % of the original billet diameter) when it was not possible to roll pipes throughout the whole length. The dependence of the position of the piercing plug top on the final external diameter of tube showed that -larger diameter was achieved with use of the smallest possible overhang plug before the plane of the rolling passage. The second part of analysis was focused on use of the FEM method for simulation of the effect of limit diameter of the plug for the piercing technology. The FEM simulation was performed with use of the FORGE software. Achievement of good results requires calculation for selection of an optimum meshing of tools and rolled piece by sufficiently small elements. Due to the fact that simulation of the Mannesmann effect in the FEM is problematic, we simulated -rolling of the so-called pre-drilled entrance billet. Yet, for the diameter of 50 mm or of 55 mm and 73 mm billet size we failed to achieve the passage of the piece in the simulation. A satisfactory result appeared when simulation of larger diameter of semi-product and ratio of the plug diameter to the billet was smaller. The article presents an example of simulation with the ratio of the diameter plug to the billet diameter of 56 %. This example was realised for the billet external diameter of 120 mm (internal diameter of 25 mm), diameter of work-rolls 240 mm, temperature 1250 °C, transport angle of 6°, piercing plug diameter of 67.5 mm and rotational speed of the rolls of 100 rpm.

Key words: seamless tube; cross-rolling; piercing.

Vnější průměr bezešvých trubek je dán průměrem vstupního polotovaru a průměrem trnu. Vzhledem k používání kontilité vsázky je průměr vstupního polotovaru limitován průměrem použitého krystalizátoru pro výrobu kontilité sochoru. Možnosti jeho následné změny jsou limitovány použitou technologií výroby, tj. způsobem děrování a elongací. V praxi je zvětšení vnějšího průměru trubky docíleno šířením a redukcí úžením. Oba typy deformace vyžadují, aby válcovací stolice umožňovala nastavování (měnit) úhlu rozválcování. Vzhledem k nepříznivému

stavu napjatosti ve válcovací mezeře, který šíření doprovází a jehož důsledkem je výskyt trhlin na vyválcované trubce, je logičtější postupem používat spíše redukci průměru. Určité korekce vnějšího průměru lze docílit i vhodnou volbou průměru děrovacího trnu a jeho polohy ve válcovací mezeře. Zároveň je nutné docílit dostatečného toku kovu především v axiálním směru [1]. Právě na ověření limitních rozměrů děrovacího trnu a vlivu jeho polohy v osové směru ve válcovací mezeře byl zaměřen následující rozbor procesu kosého děrování.

Experimentální práce

Pro ověření polohy a průměru děrovacího trnu bylo provedeno experimentální válcování na univerzální válcovací stolici bežešvých trubek v Materiálovém a metalurgickém výzkumu s.r.o. (MMV), a to na dvouválcovém stroji s jedním horním cylindrickým opěrným válcem. Experiment byl navržený tak, že nejdřív byl navržen děrovací trn o limitním průměru (maximální průměr), kde průměr trnu činil cca 80 % průměru předvalku. Počítalo s tím, že v případě potřeby by se průměr děrovacího trnu snižoval. Současně byly experimenty zaměřeny na nalezení optimální polohy děrovacího trnu vůči rovině průchodu. Parametry válcování jsou uvedeny v tab. 1.

Tab. 1 Parametry nastavení děrovacího procesu

Tab. 1 Setting parameters of piercing process

ozn.	rozměr vstupu	teplota ohřevu	úhel posuvu	poloha trnu	průměr trnu
	[mm]	[T]	[°]	[%]	[mm]
203	ø73x150	1300	5,5	40	55
204	ø73x150	1300	5,5	35	55
205	ø73x150	1300	5,5	45	55
206	ø73x150	1300	5,5	40	50
207	ø73x150	1300	5,5	35	50
208	ø73x150	1300	5,5	45	50

Polohu děrovacího trnu je možno díky nastavení šroubového převodu v opěrném ložisku měnit (obr. 1)



Obr. 1 Detail uložení děrovací tyče v opěrném ložisku

Fig. 1 Detail of placing of the piercing mandrel in the supporting bearing

Válcování probíhalo pro vstupní polotovary s jednotným průměrem 73 mm a délkou 150 mm, z oceli 42CrMo4 při teplotě vstupní vsázky 1300 °C. Úhel sklonu os válců byl vždy 5,5 °, průměr opěrného válce byl 75 mm, průměr děrovacího trnu byl 55 a 50 mm. Poloha špičky děrovacího trnu byla 35/40/45 % délky trnu před rovinou průchodu (viz. tab. 1) [2]. Z každého válcování pak byly k dispozici průběhy silových parametrů, především průběhy sil a momentů na jednotlivých válcích (obr. 2 a 3).

Pro zkoušky na laboratorní děrovací stolici byla z důvodů přiblížení skutečným výrobním procesům připravena litá vsázka z oceli 42CrMo4 odlitá na hutním poloprovozu MMV do keramických forem ø 74 mm.

Zkoušky za použití limitního průměru děrovacího trnu 55 mm byly ve všech případech neúspěšné, vždy vznikl nedovalek. Z tohoto důvodu byl pro následné válcování zvolen děrovací trn o průměru 50 mm a délce 86 mm. U těchto zkoušek bylo provedeno srovnání jednotlivých válcování s ohledem na polohu děrovacího trnu vůči rovině průchodu. U zkoušek 206 až 208, kde byl zvolen děrovací trn o průměru 50 mm, se jednalo ve všech případech o úspěšné zkoušky, kde se předvalek vyděroval po celé délce.



Obr. 2 Vnitřní povrch zkoušky 206

Fig. 2 The inner surface of the test 206



Obr. 3 Vnitřní povrch zkoušky 207

Fig. 3 The inner surface of the test 207



Obr. 4 Vnitřní povrch zkoušky 208

Fig. 4 The inner surface of test the 208

U zkoušek 206 až 208 byla dále hodnocena také povrchová kvalita vředků. Vnější povrch všech těchto zkoušek se jevil ve všech případech stejný, nebyly zde viditelné žádné hodnotitelné vady. Na vnitřním povrchu

(obr. 2 až 4) se vyskytly ve všech případech vady. Konkrétně u polohy špičky ve 40 % délky trnu před rovinou průchodu šlo o nejméně výrazné vady (obr. 2) a u její polohy ve 45 % délky trnu před rovinou průchodu šlo o nejvýraznější vady (obr. 4, trhliny na vnitřním povrchu).

Z pohledu měřených veličin během válcování se dá říct následující. U síly působící na opěrné ložisko (obr. 5), resp. u osově síly, která působí na děrovací trn v průběhu válcování (obr. 5), je tato síla nejmenší u zkoušky 206. Z pohledu absolutní hodnoty momentu (obr. 6) nelze jasně definovat konkrétní závěr. Lze však vyčíslit, že u zkoušky 206 byl nejkratší čas průchodu, tzn., že byly vytvořeny nejlepší podmínky pro plynulý tok materiálu přes děrovací trn.

Tab. 2 Měřené veličiny válcovací stolice

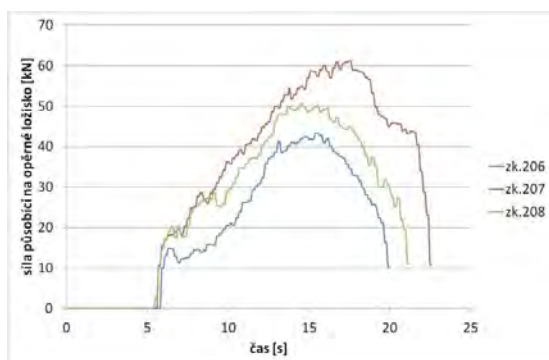
Tab. 2 Measured variables of the rolling mill

ozn.	celková přítláčná síla na válec (kN)	proud (A)	moment (kNm)	ložisko (kN)	otáčky (ot/min)
206	98,5	82,5	3,97	43,1	80
207	106,2	79,3	3,92	61,2	80
208	102,4	99,9	4,75	50,4	80

Tab. 3 Rozměry výtěru po válcování [mm]

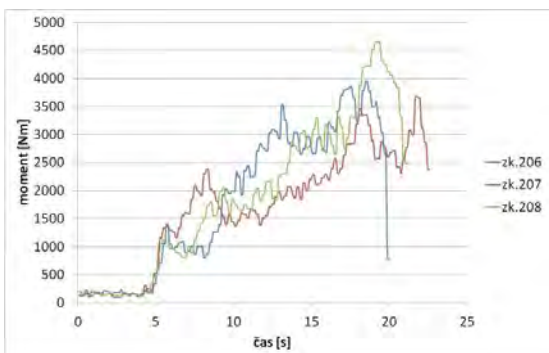
Tab. 3 Dimensions of semi-product after rolling [mm]

ozn.	Délka	Vnější průměr		Tloušťka stěny	
		předek	střed	předek	střed
206	310	72,33	71,71	8,88	9,55
207	289	72,67	73,00	9,78	10,03
208	327	71,78	70,71	9,15	9,20



Obr. 5 Závislost síly působící na opěrné ložisko na čase pro kusy 206 až 208

Fig. 5 Dependence of the forces acting on the supporting bearing on the time for the test pieces 206-208



Obr. 6 Závislost momentu na čase pro zkoušky 206 až 208

Fig. 6 Dependence of the torque on the time for the test pieces 206-208

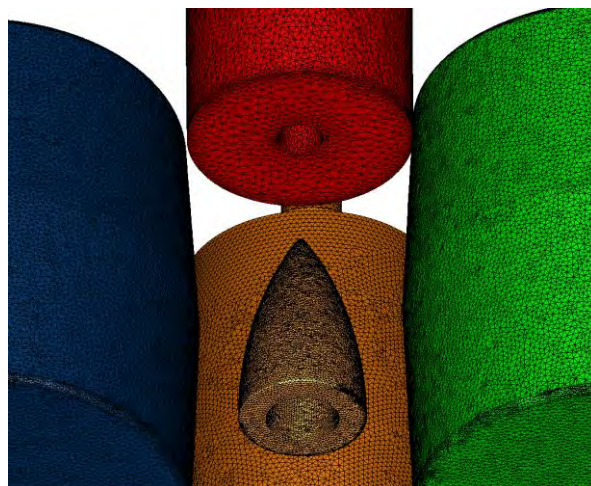
Numerická simulace procesu děrování

Využitím numerické simulace metodou MKP pro ověření vlivu polohy a velikosti děrovacího trnu byly realizovány výpočty pro simulace kosého válcování v programu Forge 2011 SP1 francouzské firmy Transvalor [3]. Problém byl řešen ve 3D bez využití rovin symetrie. Při řešení limitního průměru děrovacího trnu vyvstal problém s průchodností kusu při simulaci pro vstupní vsázku o průměrech mezi 65 a 75 mm a velikosti trnu mezi 60 a 80 % průměru vstupního materiálu. Během řešení se podařilo realizovat průchod pro daleko menší poměr průměru trnu a vsázky (56 %) a pro víc jak dvakrát větší vnější průměr předválku. Příklad takového výpočtu je následně uveden pro předvlek v podobě předvrtaného válce (provádí se v praxi) s vnějším průměrem 120 mm a průměrem předvrtání 25 mm a pro trn s průměrem 67,5 mm. Konečně-prvková síť byla lokálně zhuštěna na povrchu předválku pro lepší kontakt s pracovními válci a ve středové části kolem předvrtání pro kontakt s trnem (obr. 7). Trn i opěrný válec byly definovány jako nedeformovatelné nástroje volně otočné kolem své osy. Rychlost otáčení pracovních válců byla nastavena na 100 ot.min⁻¹. Model deformovaného materiálu 42CrMo4 byl zvolen z databáze programu Forge. Přirozený deformační odpor byl popsán Spittelovou rovnicí

$$\sigma = A e^{m_1 T} \varepsilon^{m_2} \dot{\varepsilon}^{m_3} e^{\frac{m_4}{\varepsilon}}$$

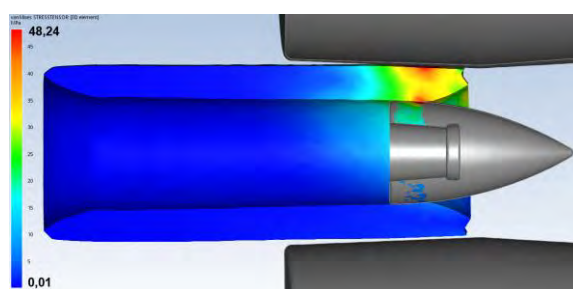
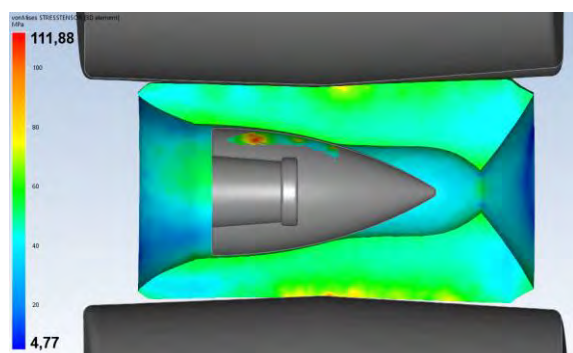
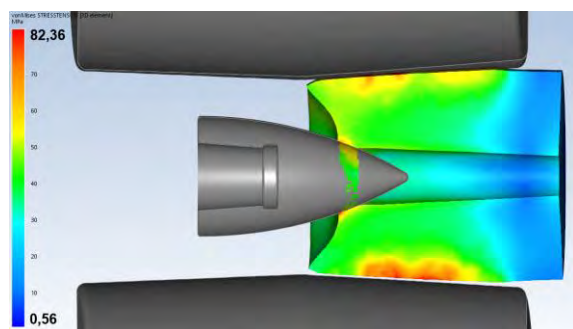
kde $A = 1872,0667$, $m_1 = -0,00289$, $m_2 = -0,1123$, $m_3 = 0,14368$, $m_4 = -0,04879$.

Předvlek na počátku simulace měl homogenně rozloženou teplotu 1250 °C. Trn byl umístěn tak, že jeho špička byla umístěna cca 68 mm před rovinou průchodu. Pracovní válce měly průměr 240 mm a vůči sobě byly skloněny o 6°. Povrchová teplota pracovních válců byla konstantní po celou dobu válcování, a sice 250 °C. Výsledné hodnoty intenzity napětí a deformace jsou uvedeny na obr. 8 a 9 pro začátek, průběh a konec průchodu.

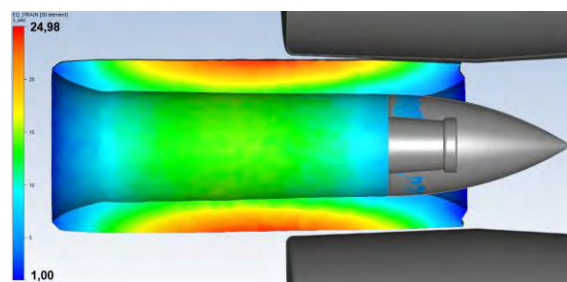
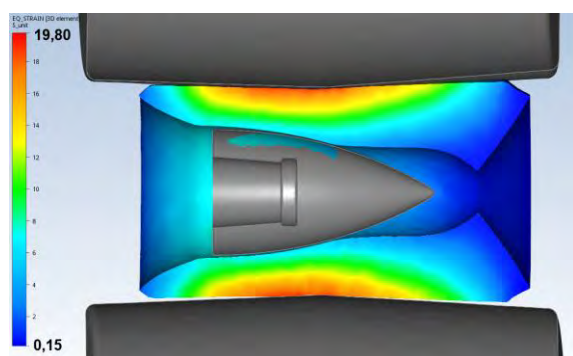
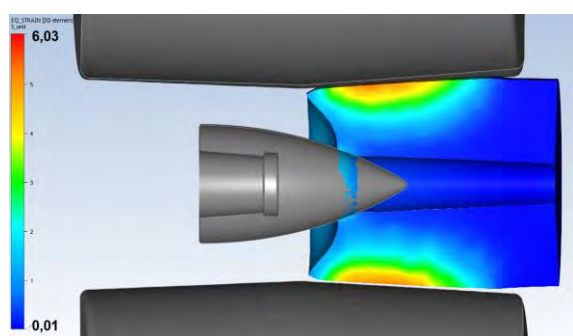


Obr. 7 Detail sítě konečných prvků

Obr. 7 Detail of finite element mesh



Obr. 8 Napětí v průběhu průchodu
Fig. 8 Stress in the rolled piece during rolling



Obr. 9 Intenzita deformace v průběhu válcování
Fig. 9 Strain intensity during rolling

Závěr

Pro ověření polohy a průměru děrovacího trnu bylo provedeno experimentální válcování na univerzální válcovací stolici bezešvých trubek v MMV s.r.o., a to na dvouválcovém stroji s jedním horním cylindrickým opěrným válcem. Nedostatečnost toku kovu při maximálním průměru trnu (kolem 70 % průměru vstupního materiálu) byla modelově potvrzena nedoválcováním provalků na výstupu z děrovací stolice. Jako limitní průměr děrovacího trnu pro vstupní vsázku 73 mm byl zjištěn průměr 50 mm, pro zachování maximálního průměru vyděrované trubky pak poloha špičky děrovacího trnu 35 % délky trnu před rovinou průchodu.

FEM simulace byla provedena v programu FORGE. Pro dosažení dobrých výsledků výpočtu je nutné zvolit optimální síťování nástrojů i válcovaného kusu dostatečně malými elementy. V článku je ukázka jedné simulace s poměrem průměru trnu k průměru vývalku 56 %. Jelikož žádná bezrozporná numerická simulace Mannesmannova procesu děrování (Mannesmannova efektu) pomocí MKP není možná, byla vsázka pro numerickou simulaci předvrtaná a maximalizoval se průměr trnu.

Pro rozměry fyzikálně simulované vsázky však FEM simulace procesu děrování nedokázala realizovat průchod kusu. Průchodu se tak podařilo dosáhnout až pro průměr vsázky 120 mm a trnu 67,5 mm, což neodpovídá výsledkům fyzikální simulace.

Tato práce vznikla při řešení projektu č. LO1203 „Regionální materiálově technologické výzkumné centrum - projekt udržitelnosti“, v rámci Národního programu udržitelnosti č. I na podporu výzkumu, experimentálního vývoje a inovací, financovaného ze státního rozpočtu ČR.

Literatura

- [1] NOGA, R., UNUCKA, P., TUROŇ, R., JURČA, R.: Ověřování parametrů děrování na laboratorní válcovací stolici. *Hutnické listy*, roč. LXVII, 2014, č. 4, s. 36 – 40, ISSN 0018-8069
- [2] POČTA, B.: *Ocelové trubky*, 1 díl Bezešvé trubky. Praha: SNTL, 1964
- [3] <http://www.transvalor.com/en/>

Strukturně-metalurgický rozbor odlitků ze slitiny Cr-Ni

Structural and metallurgical analysis of castings from Cr-Ni alloy

prof. Ing. Jaromír Drápala, CSc.¹, Ing. Kateřina Konečná², Ing. Gabriela Kostiuková³, Ing. Michal Madař¹,
Ing. Jan Klapsa⁴, Ing. Vít Michenka, CSc.⁴, Ing. Petr Milata⁴

¹ VŠB -Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, katedra neželezných kovů, rafinace a recyklace, Regionální materiálově technologické výzkumné centrum, tř. 17. listopadu 15, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

²VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, katedra materiálového inženýrství, Regionální materiálově technologické výzkumné centrum, tř. 17. listopadu 15, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

³VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, katedra fyzikální chemie a teorie technologických pochodů, tř. 17. listopadu 15, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

⁴ Výzkumný ústav hutnictví železa, a.s., 739 51 Dobrá 240, Česká republika

Chromniklové slitiny se vyznačují výbornou korozivzdorností za vysokých teplot. Odlitky Cr-Ni se zvýšeným obsahem chromu odolávají desetkrát až padesátkrát déle korozi než např. ocel s 25 % Cr a 20 % Ni a jsou vhodné i do prostředí se zvýšeným obsahem soli (mořská voda). V předloženém článku jsou sledovány strukturně-mechanické vlastnosti slitin o složení Cr – 57 hm. %, Ni – 42 hm. %, Si, Mn, Fe, C – < 1 hm. %. Odlitky ve formě trubek byly zhotoveny ve VÚHŽ, a.s. odstředivým litím a následně podrobeny dlouhodobému precipitačnímu žihání. Vzorky vykazovaly vyšší tvrdost než bylo požadováno zákazníkem. Proto bylo provedeno detailní studium makro- a mikrostruktury slitin ve stavu po odlití a po žihání. Byly identifikovány jednotlivé přítomné fáze včetně oxidických vměstků a měřena tvrdost. Dále byly testovány vzorky po žihání na vzduchu, v argonu a ve vakuu.

Klíčová slova: slitina chrom-nikl; odstředivé lití; tepelné zpracování; strukturní analýza; SEM/EDX analýza.

In the presented paper, the structural - mechanical properties of alloys containing Cr - 57 wt. %, Ni - 42 wt. %, (Si, Mn, Fe, C) < 1 wt. % have been investigated. Tube - shaped castings were manufactured in the company VÚHŽ, a. s. by centrifugal casting and they were subsequently subjected to long-time precipitation annealing. The samples exhibited higher hardness than required by the customer. Therefore a detailed study of macro- and microstructure of the alloys in the as-cast and as-annealed conditions was performed. The aim of the paper was to perform a complex structure analysis of the selected samples delivered from the VÚHŽ, a. s. in the as-cast and as-annealed conditions focused on the character of the present phases and oxide inclusions, their morphology and distribution in the tube wall. Determination of chemical composition of the present phases was performed by the SEM/EDS analysis. Measurement of HV30 hardness and microhardness of the samples was performed after particular processing steps. The samples in the form of castings were also annealed at the VŠB - Technical University of Ostrava in air, in argon and in vacuum under the conditions similar to those in the VÚHŽ, in order to optimize the heat treatment process conditions. Three types of phases were found out: the primary dendrites with a high chromium content, inside which dark lamellae enriched with nickel were visible, the eutectic corresponding to the eutectic point with its composition and exhibiting relatively high hardness values, and also the lamellar eutectic with the rather higher chromium content. Further, "Chinese script" shaped oxide inclusions containing chromium and manganese oxides, and also Ni in minority, were found out in the structure. In addition, other spherical shaped inclusions contained also a high amount of silicon and chrome oxides. Both types of inclusions summarily corresponded to the MeO₂ stoichiometric formula. Vacuum annealing of the Cr-Ni alloy castings resulted in a substantial decrease in hardness compared to the samples annealed in air and in argon.

Key words: chromium-nickel alloy; spinning; heat treatment; structural analysis; SEM/EDX analysis.

Binární chrom-niklové slitiny se vyznačují zajímavými vlastnostmi. Patří k nim vysoké pevnostní charakteristiky, značná korozní odolnost v agresivních prostředích i za zvýšených teplot a vysoká rezistivita. Zejména posledně jmenovaná vlastnost je využívána u materiálů určených pro výrobu rezistorů, termočlánků a topných elementů až do poměrně vysokých teplot. Mezi známé binární slitiny Cr-Ni patří např. isaohm, nikrothal, sta-

bilohm, chromel (90Ni-10Cr), chromnikl (80Ni-20Cr), nichrom (60Ni-40Cr) a jiné. Slitiny Ni-Cr s vysokým obsahem niklu se vyznačují velkou rezistivitou a relativně vysokou mechanickou pevností v žáru. Využívá se jich při výrobě odporových drátů a ve vakuové elektrotechnice při výrobě součástí vystavených vysoké teplotě, jako jsou anody, součásti katod apod. Pro tyto účely se nejlépe hodí slitina chromnikl s 20 hm. % Cr. Při mezi-

operačním žhání se musí používat vakuové pece. Vznik oxidické vrstvy lze ale s výhodou využít, požadujeme-li, aby součást byla začerněná. Žháním součástek ve vodíkové zvlhčené atmosféře lze získat zeleno-černý, pevný, soudržný a tepelně odolný povrch, který má vynikající tepelné vlastnosti.

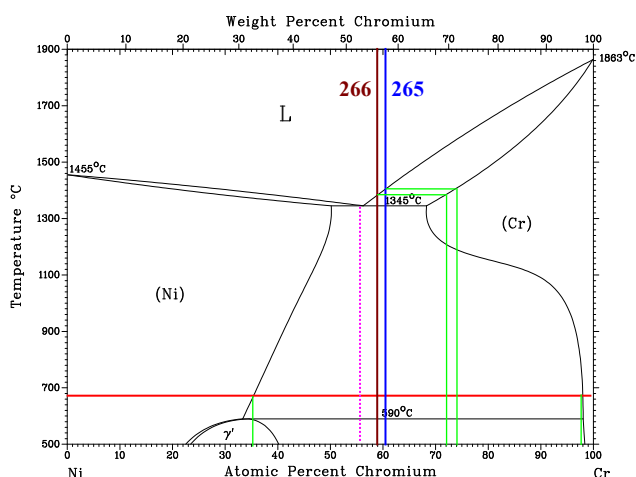
V rámci spolupráce mezi VŠB-TU Ostrava a VÚHŽ byla provedena strukturní analýza odlitků speciální slitiny Cr-Ni ve stavu po odlití a po tepelném zpracování. Účelem bylo zjistit příčiny vzniku nežádoucích vměstků a optimalizovat proces tepelného žhání při dodržení stanovených mechanických vlastností z důvodu následného opracování soustružením a frézováním. Jednalo se o válcovité těleso (tlustostěnnou trubku) ve tvaru kroužku s osazením. Těleso slouží jako sedlo do spalovacích lodních motorů, kde se předpokládá jak vysokoteplotní, tak i chemické působení vnějšího prostředí během provozování.

Byla k dispozici technická zpráva, kde byly srovnány mikrostrukturní charakteristiky materiálu VÚHŽ a německé firmy Kühn [1]. Strukturní charakteristiky německého vzorku vykazovaly jemné lamelární útvary, vyšší obsah Cr oproti vzorku VÚHŽ a podstatně nižší podíl vměstků (pravděpodobně oxidů, zejména Cr_2O_3). Rovněž tvrdost vzorků VÚHŽ byla vyšší a mimo povolenou toleranci, zatímco německý vzorek vyhovoval.

1. Binární systém chrom - nikl

Na obr. 1 je uveden binární diagram systému nikl – chrom podle Massalského [2]. Jedná se o poměrně

Assessed Ni-Cr phase diagram.



tuhého roztoku (Cr) se rozpustnost niklu snižuje mnohem výrazněji, a to zejména v oblasti teplot 1000 až 1200 °C. Maximální rozpustnost Ni v (Cr) je při teplotě 500 °C menší než 2 at. % Ni.

2. Odstředivé lití slitin Cr-Ni

Postup výroby:

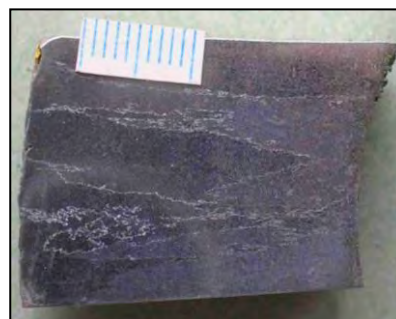
Odstředivé lití hutního polotovaru ve formě trubky cca $\varnothing$ 130/ $\varnothing$ 55 mm v délce 1270 mm. Z jedné trubky je po opracování k dispozici 23 kroužků.

Typické chemické složení je Cr – 57 %, Ni – 42 %, obsah uhlíku 0,05-0,1% (Si, Mn ...) do 1 % (údaje jsou uvedeny v hm. %). Následuje žhání trubky (polotovaru) pro dosažení požadované tvrdosti procesem precipitačního zpevnění – doporučený postup 675 °C/48 hodin. Další operací je strojní opracování trubky (soustružení) do požadovaného rozměru a tvaru a měření tvrdosti HV30 – požadovaný rozsah je 425 až 475 HV30.

Slitiny Cr-Ni byly odstředivě odlity ve VÚHŽ kdy se materiál natavil v elektrické indukční peci a byl odlit do rotující kokily ve tvaru trubky o rozměrech $\varnothing$ 135 x 1300 mm. Odlitek č. 265 byl odlit do kokily, u které se po odlití povrch nechladil vodou, zatímco u odlitku č. 266 se po odlití na povrch kokily aplikovala pomocí soustavy trysek voda. Cílem tohoto pokusu bylo zjistit, zda u odlitku chlazeného vodou dojde ke zjemnění struktury základní kovové hmoty. Po stripování z kokily oba odlitky volně chladly na vzduchu. Chemické složení obou slitin uvádí tab. 1.

Tab. 1 Chemické složení odlitků Cr-Ni [hm. %]
Chemical composition of the Cr-Ni castings [wt. %]

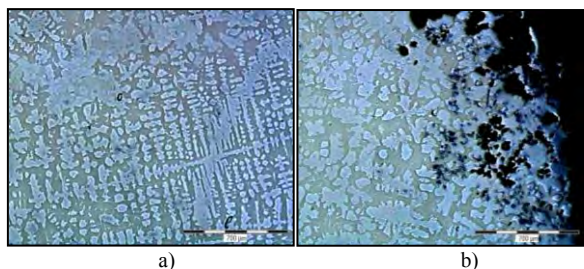
k	C	Si	Mn	P	S	Cr
	0,05-0,1	max. 0,6	max. 0,5			55-58
k	0,070	0,368	0,272	<0,001	<0,010	57,43
k	0,052	0,491	0,334	0,005	<0,010	56,15
k	Ni	Al	Ti	V	W	Ostatní
	41,22	0,010	0,006	0,055	0,215	<0,015
k	42,24	0,009	0,006	0,057	0,212	<0,015



- Vzhled odlitého vzorku 265 po vyleštění povrchu příčných řezů trubky (neleptáno)
- View of the sample No. 265 after casting and polishing of the surface (cross section of the tube) – non etched

ost odlitků HV 30 po odlití u vzorku č. 265 dosáhla oty 343 a u vzorku č. 266 měla hodnotu 335.

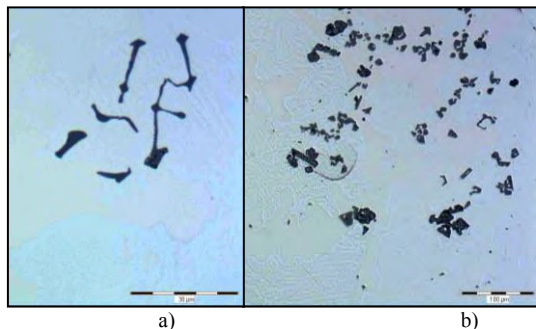
Na obr. 2 jsou na příčném řezu trubky ve stavu po odlití (vzorek č. 265) patrné světlé žilky s přednostní orientací od vnitřního okraje k vnějšímu. V blízkosti vnitřního průměru byl pozorován výskyt licích vad (pórů).



Obr. 3 Dendritická makrostruktura vzorku č. 265 ve stavu po odlití zjištěná z centrální oblasti trubky (a) a z oblasti vnitřního povrchu trubky (b), stav po vyleštění povrchu příčných řezů (neleptáno). Měřítko vpravo dole: 700 μm.

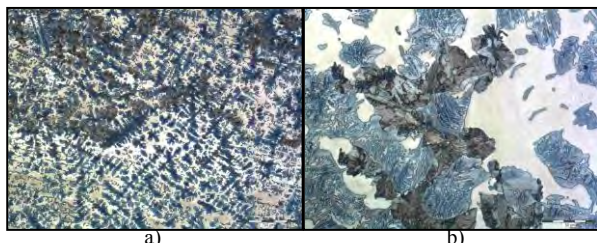
Fig. 3 Dendritic macrostructure of the sample No. 265 as-cast determined from the central area of the tube (a) and from the area of inner surface of the tube (b), state after surface polishing of the cross surface, non etched. Scale: 700 μm.

Na obr. 3 je patrná dendritická mikrostruktura Cr–Ni odlíku, přičemž rozměry dendritů v blízkosti vnitřního povrchu trubky jsou větší. V centrální části trubky je struktura kompaktní a bez viditelných makro-poruch. U vnitřního okraje trubky se nacházejí výrazné licí vady (dutiny, póry).



Obr. 4 Mikrostruktura vzorku 265 ve stavu po odlití: a) centrální oblast trubky (měřítko 30 μm), b) oblast u vnitřního povrchu trubky (měřítko 100 μm), stav po vyleštění povrchu příčných řezů (neleptáno).

Fig. 4 Microstructure of the sample No. 265 as-cast: a) the central area of the tube (scale: 30 μm), b) the area of inner surface of the tube (scale: 100 μm), state after surface polishing of the cross surface (non etched).



Obr. 5 Makro- a mikrostruktura vzorku 265 ve stavu po odlití zjištěná v centrální oblasti trubky. Stav po naleptání. Měřítko: a) 700 μm, b) 60 μm.

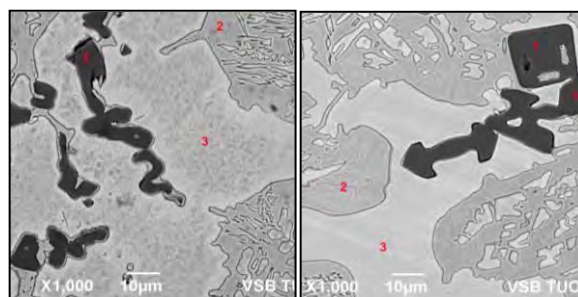
Fig. 5 Macro- and microstructure of the sample No. 265 in a state after casting found in the central area of the tube, state after etching. Scale: a) 700 μm, b) 60 μm.

V centrální části trubky byly pozorovány inkluze (pravděpodobně oxidy) a nahodile i póry přibližně

kruhového tvaru a různé velikosti) – obr. 4. V blízkosti vnitřního okraje trubky byly patrné výrazné licí vady (dutiny, póry), které se od spodní části trubky směrem nahoru postupně zvětšovaly. U snímků makrostruktury na obr. 5a) je patrná dendritická licí struktura s dendrity různě orientovanými a tmavě hnědé žilky, které procházely napříč stěnou trubky – viz také obr. 2. Na snímcích mikrostruktury na obr. 5b) jsou viditelné tři různé typy fází lišící se velikostí útvarů i morfologicky.

Ostatní vzorky podrobené strukturní mikroanalýze v oblasti dolní i horní části odlité Cr–Ni trubky vykazovaly podobné charakteristiky, stejně jako Cr–Ni trubka ochlazená po odlití vodou.

SEM a EDS analýza INCA x-act



Obr. 6 SEM mikrostruktura vzorků a) 265 a b) 266 s vyznačením měřených lokalit pomocí EDS. Oblast blízko vnitřního povrchu trubky
Fig. 6 SEM microstructure of samples a) 265 and b) 266 with marked localities by use of EDS analysis. An area near the inner surface of the tube is visible

Tab. 2 Chemické složení jednotlivých oblastí ve vzorcích 265 a 266 – EDS mikroanalýza [at. %] – viz obr. 6

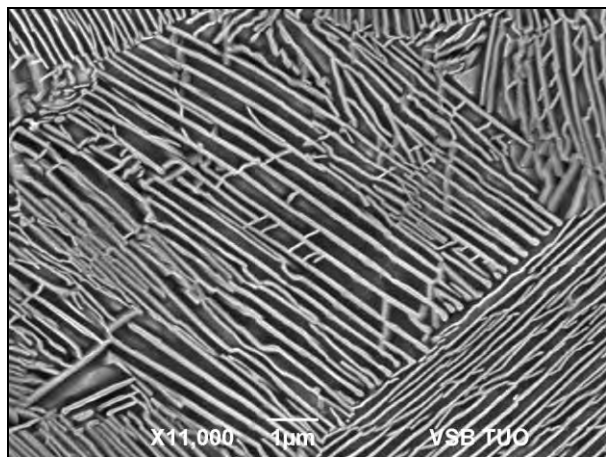
Tab. 2 Chemical composition of individual areas in Cr–Ni castings Nos. 265 and 266 – EDS microanalysis [at. %] – see Fig. 6

265	O	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
Oblast 1	65,8		27,9	5,85		0,40
Oblast 2		0,94	75,4		0,42	23,3
Oblast 3		1,03	54,1		0,51	44,4
266	O	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
Oblast 1	66,1		28,6	5,06		0,21
Oblast 2		1,12	72,8		0,53	26,5
Oblast 3		1,39	54,0		0,61	44,0

Z obr. 6 a tab. 2 vyplývá, že černou fází různé morfologie (oblast 1) tvoří z převážné míry oxid chromitý Cr_2O_3 . Dále zde byl zjištěn i oxid manganatý MnO (příp. manganitý Mn_2O_3) a minoritně oxid nikelnatý NiO . Oblast 2 (obr. 6 a) tvoří tmavě šedá fáze, která má u vzorku 265 vysoký obsah primárně vyloučeného chromu (cca 75,4 at. % Cr); niklu je podstatně méně (cca 23,3 at. % Ni). U vzorku 266 byl zjištěn obsah Cr cca 72,8 at. % a Ni okolo 26,5 at. % . Složení primárně vyloučeného chromu velmi dobře souhlasí s fázovým diagramem na obr. 1. Minoritně se zde dále nachází křemík (cca 1 at. % Si) a železo (cca 0,5 at. % Fe). Oba poslední jmenované prvky pocházejí ze vsázky. Oblast 3 (obr. 6) – světle šedá fáze obsahuje

54,4 at. % Cr a 44,4 at. % Ni, což přibližně odpovídá eutektickému složení dle diagramu na obr. 1. I v této oblasti je přítomen minoritně křemík (cca 1 at. % Si) a železo (cca 0,5 at. % Fe). Lokálně byly ve struktuře nalezeny další oxidické vměstky přibližně kruhovitěho tvaru, kde byla zjištěna přítomnost oxidů Cr, Si, Ni, Fe, Mn. Poznámka: Uhlík nebyl do analýz EDS zahrnut.

Na obr. 7 je ukázka typického lamelárního eutektika slitiny Cr–Ni ve stavu po odlití.

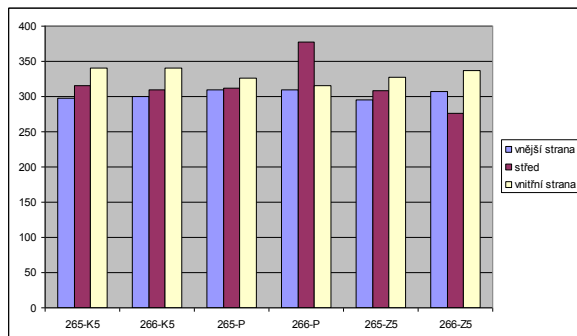


Obr. 7 SEM mikroanalýza – charakter lamelární mikrostruktury (eutektikum) – vzorek 266.

Fig. 7 SEM microanalysis – character of lamellar microstructure (eutectic) – sample No. 266.

Tvrdość vzorků slitin Cr–Ni (litý stav)

Průměrná tvrdość HV30 obou odlitků slitin Cr–Ni se pohybuje mezi 300 až 340, u vnitřní stěny trubky byla však tvrdość vyšší vlivem výskytu většího množství oxidických vměstků a licích vad.



Obr. 8 Tvrdość HV30 slitin 265 a 266 v koncové části trubky (K5), ve střední části (P) a na začátku trubky (Z5)

Fig. 8 Hardness HV30 of the alloys Nos. 265 and 266 in the top part of the tube (K5), in the central part (P) and in the bottom part (Z5)

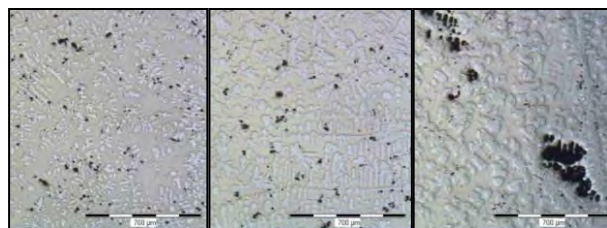
Na základě uvedených dokumentačních snímků makro- a mikrostruktury, SEM a EDS mikroanalýz a měření tvrdości vzorků 265 a 266 ve stavu po odlití lze konstatovat, že oba vzorky jsou prakticky identické. Při krystalizaci došlo primárně ke vzniku fáze bohaté chromem, neboť se jedná o proeutektické složení slitiny, což je v dobré shodě s fázovým diagramem Cr–Ni. Morfologie struktury je dendritická s dendrity různě

orientovanými podle podmínek krystalizace. Další fází je světlá oblast s poměrem Cr:Ni = 54:44, která vznikla v další etapě při nerovnovážné krystalizaci. Zde bylo zjištěno typické uspořádání lamelární struktury, které svým složením odpovídá přesně binárnímu eutektiku s poměrem Cr:Ni = 57:41. U vnějšího i vnitřního povrchu se vyskytovaly licí defekty a zvýšené množství různých oxidů, především oxidy Cr, Mn a v menší míře Ni, které vykazují vysokou tvrdość. Ve struktuře byly nalezeny také další oxidické vměstky kulovitěho tvaru obsahující Cr, Si, Mn,...

Centrální oblast trubky je relativně nejdokonalejší, i zde se lokálně vyskytují drobné oxidické vměstky s vysokým obsahem Cr₂O₃ ve tvaru „větviček“ a oxidy dalších kovů či póry kruhovitěho tvaru. Vnitřní stěna trubky s výskytem největšího množství oxidických vměstků a licích vad (ředin, dutin) vykazuje také nejvyšší tvrdość a bývá pro další aplikace odstraněna soustružením či broušením.

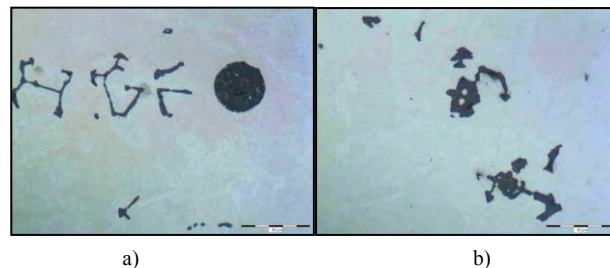
3. Tepelné zpracování slitin Cr–Ni

Tepelné zpracování obou odlitků bylo provedeno ve VUHŽ za následujících podmínek: Náběh na teplotu 675 °C rychlostí 70 °C/h, výdrž na teplotě 675 °C po dobu 48 hodin a následné vytáhnutí odlitků z žíhací pece a jejich chlazení volně na vzduchu.



Obr. 9 Makrostruktura vzorku 265 ve stavu po tepelném zpracování, vyleštěný povrch příčných řezů (neleptáno). Měřítka: 700 µm

Fig. 9 Macrostructure of the sample No. 265 after heat treatment, polished surface of the cross section (non etched). Scale: 700 µm



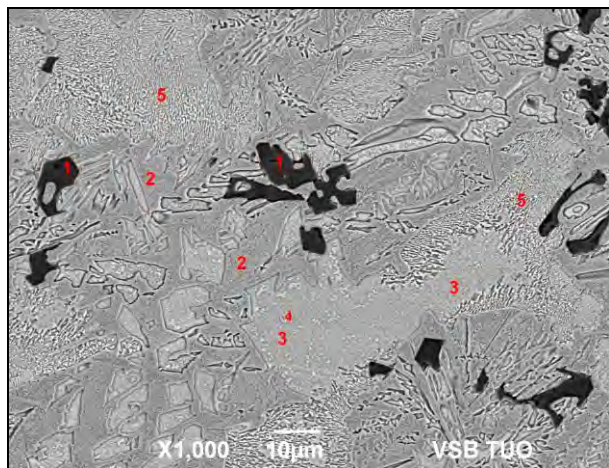
Obr. 10 Mikrostruktura vzorku 265 po tepelném zpracování – a) střed trubky, b) u vnitřní stěny trubky (neleptáno). Měřítka: 30 µm

Fig. 10 Microstructure of the sample No. 265 after annealing – a) central part of the tube, b) near the inner side of the tube, polished surface (non etched). Scale: 30 µm

Makrostruktura slitiny Cr–Ni zůstala i po tepelném zpracování dendritická – viz obr. 9. Ve struktuře se

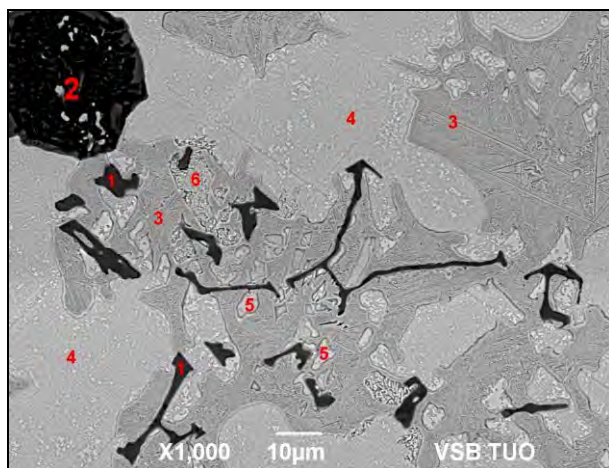
vyskytují poruchy ve formě pórů a oxidických vměstků, jejich počet a rozměry jsou větší než ve stavu po odlití (viz obr. 3 a 4).

SEM a EDS analýza



Obr. 11 Vzorek 265 po tepelném zpracování – SEM a EDS analýza – střed trubky (BEC)

Fig. 11 Sample No. 265 after annealing – SEM & EDS analysis – central part of the tube (BEC)



Obr. 12 Vzorek 265 po tepelném zpracování – SEM a EDS analýza – střed trubky (BEC)

Fig. 12 Sample No. 265 after annealing – SEM & EDS analysis – central part of the tube (BEC)

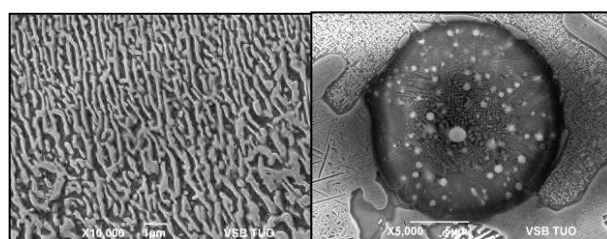
SEM a EDS analýza chemického složení přítomných fází potvrdila přítomnost dvou typů oxidických vměstků. Oblast 1 (tmavě šedá fáze ve tvaru „větviček“ nebo nepravidelných tvarů) – oxidické vměstky typu Me_2O_3 a MeO_2 s velkým podílem Cr_2O_3 a MnO nebo Mn_2O_3 (resp. Mn_3O_4). Vysoká koncentrace Cr i Mn . Si zde nebyl zjištěn. Vměstky kulovitěho tvaru na obr. 12 (oblast 2) obsahovaly vysoký podíl oxidů Si a Cr , oxidy manganu a niklu jsou minoritní. Dendrity tvoří tuhý roztok chromu s niklem (cca 22 at. % Ni) obsahující i Si (cca 1 at. %) a Fe (cca 0,5 at. %). Složení odpovídá primárně utužlému chromu dle fázového diagramu na obr. 1. Poslední fází je eutektická směs tuhých roztoků chromu a niklu (cca 42 at. % Ni) obsahující i Si (cca 1,4 at. %) a Fe (cca 0,6 at. %). Jedná se o produkt eutektické reakce. Morfologicky se jedná o lamelární

eutektickou směs, kdy díky tepelnému zpracování došlo k mírné změně tvaru lamel – viz obr. 13 a).

Tab. 3 Chemické složení jednotlivých oblastí ve vzorcích 265 a 266 po tepelném zpracování. EDS mikroanalýza [at. %] – obr. 11 a 12

Tab. 3 Chemical composition of individual areas in the samples Nos. 265 and 266 after heat treatment – EDS microanalysis [at. %] – see Figs. 11 and 12

265 TZ	O	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
a) Oblast 1	66,3		27,4	6,0		0,3
b) Oblast 2		0,87	75,7		0,55	22,9
c) Oblast 3-5		1,25	56,1		0,50	42,2
266 TZ	O	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
Oblast 1	66,3		27,5	6,3		0,35
Oblast 2	65,9	15,6	16,8	1,45		0,36
Oblast 3		1,07	76,3		0,49	22,1
Oblast 4 a 6		1,45	56,1		0,65	41,8
Oblast 5		1,39	52,4		0,58	45,6



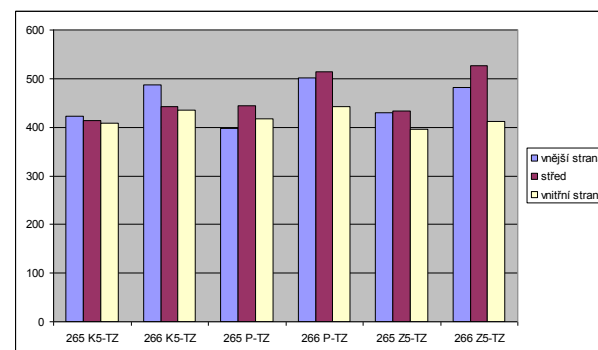
Obr. 13 SEM (SEI) mikrostrukturální analýza. a) vzorek 265, střed trubky, lamelární eutektikum po tepelném zpracování, b) vzorek 266, střed trubky, detail oxidického vměstku

Fig. 13 SEM (SEI) microstructural analysis. a) sample No. 265, central part of tube, lamellar eutectic after heat treatment, b) sample No. 266, central part of tube, detail of the oxide inclusion

Na obr. 13 b) je dokumentován vměstek obsahující vysoký podíl oxidů SiO_2 , Cr_2O_3 , minoritně MnO , NiO .

Tvrdost slitin Cr–Ni po tepelném zpracování

Tvrdost HV_{30} obou slitin Cr–Ni po tepelném zpracování se pohybuje mezi 400 až 500, což přesahuje mezní dovolené hodnoty.



Obr. 14 Tvrdost HV_{30} slitin 265 a 266 po tepelném zpracování – horní část trubky (K5), střední část (P) a dolní část trubky (Z5)

Fig. 14 Hardness HV_{30} of the alloys Nos. 265 and 266 after heat treatment – the top part of the tube (K5), the central part (P) and the bottom part of the tube (Z5)

Příčinou je zřejmě vysoký podíl oxidických vměstků, který byl oproti stavu po liti podstatně vyšší po celém průřezu trubky. Je to s největší pravděpodobností způsobeno použitou atmosférou při žitání, která obsahovala kyslík, který difundoval do materiálu při dlouhodobém tepelném zpracování.

Byla zjišťována i mikrotvrdost všech tří typů fázi zjištěných ve slitinách Cr–Ni ve stavu po odlití a po tepelném zpracování – viz tabulka 4.

Tab. 4 Mikrotvrdost HV 0,1 vzorků 265 a 266 z centrální oblasti trubky (průměrná hodnota z šesti měření)

Tab. 4 Microhardness HV 0.1 of the samples Nos. 265 and 266 from the central part of the tube (average from 6 measurements)

Vzorek	Eutektikum	Primární tuhý roztok (Cr)	Vměstky oxidů
265 litý stav	284	464	534
266 litý stav	266	452	533
265 TZ	408	386	534
266 TZ	419	435	567

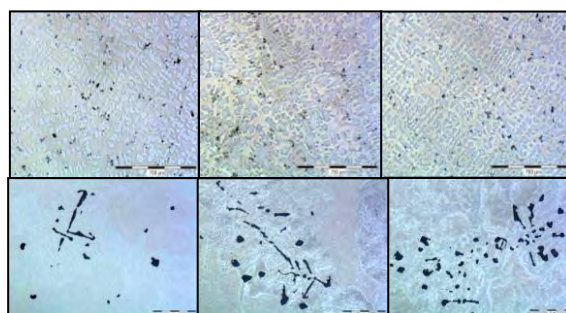
Rozbor makro a mikrostruktury, SEM a EDS mikroanalýzy a měření tvrdosti vzorků 265 a 266 ve stavu po odlití a po tepelném zpracování (TZ) ukázaly, že oba vzorky byly prakticky identické a neprojevila se výrazně použitá teplota kokily při liti. Primárně vyloučené dendrity byly bohaté chromem a zůstaly prakticky zachovány i po TZ. Tvrdost u vzorku 265 po TZ byla celkově poněkud nižší než u vzorku 266 po TZ. Tepelné zpracování však vedlo k podstatnému zvýšení defektů v celém průřezu trubky, což se projevilo i na celkovém zvýšení tvrdosti.

Ve struktuře (SEM a EDS mikroanalýza) byla zjištěna přítomnost dvou typů oxidických fází: Oxidy chromu a manganu se stechiometrickým složením odpovídajícím Me_2O_3 a morfologii různého typu byly zjištěny ve stavu po odlití i po tepelném zpracování a žitáním nedošlo k jejich rozpuštění. Naopak kulovité útvary – oxidické vměstky obsahovaly navíc vysoký podíl SiO_2 a v blízkosti vnějšího průměru trubky navíc i síru u obou vzorků 265 i 266. Z hlediska distribuce a množství oxidických vměstků je centrální oblast trubky i oblast v blízkosti vnějšího povrchu trubky prakticky identická. Oblast v blízkosti vnitřního povrchu trubky však vykazuje vysoké množství licích vad i zvýšené množství oxidických vměstků různé morfologie. Rovněž dendrity s vyšším obsahem Cr zůstaly ve struktuře zachovány i po tepelném zpracování.

4. Žitání slitin Cr–Ni v různém prostředí

V další etapě bylo provedeno tepelné zpracování odlitků 265 a 266 na VŠB-TU Ostrava v různé atmosféře: na vzduchu, v argonu a ve vakuu (při nízkém a vysokém vakuu). Režimy tepelného zpracování: Náběh: 70 °C/h, výdrž: 675 °C/48 h, ochlazování: volně v peci.

- Žitání na vzduchu (označení vzorku: 265P-NO) – laboratorní komorová pec.
- Žitání v argonu (označení vzorku: 265P-Ar) – laboratorní komorová pec Linn stálý průtok Ar, čistota 5 N.
- Žitání ve vakuu (označení vzorku: 265P-VAK) – vysokoteplotní komorová vakuová pec VacuumTec Praha), vakuum $< 6 \cdot 10^{-2}$ Pa (rotační a difuzní vývěva, grafitový ohřívací element).
- Žitání ve vakuu (označení vzorku 265P-NV), vakuum cca 1 Pa.
- Žitání ve vysokém vakuu (označení vzorku 266P-VV), vakuum cca $3 \cdot 10^{-3}$ Pa.



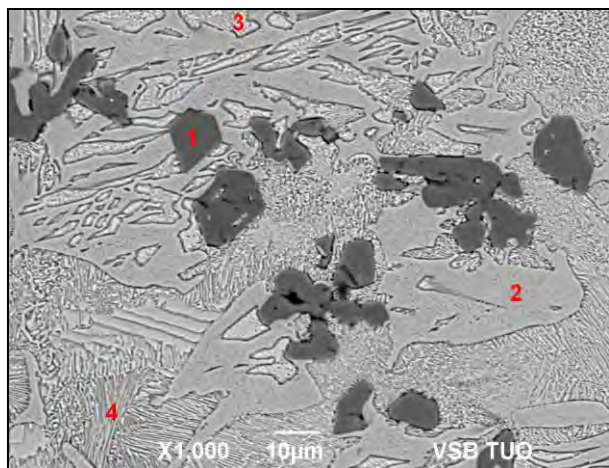
a) žitáno na vzduchu a) annealed in air b) žitáno v argonu b) annealed in argon c) žitáno ve vakuu c) vacuum annealing

Obr. 15 Makrostruktura vzorků 265 po TZ (VŠB) – stav po odleštění, neleptáno (horní řada). Měřítka: 700 μm. Detaily oxidických vměstků po žitání 675 °C/48 h (spodní řada). Měřítka: 30 μm

Fig. 15 Macrostructure of sample No. 265 after annealing (VŠB) – polished state, non etched (upper row). Scale: 700 μm. Details of oxide inclusions after annealing (bottom row). Scale: 30 μm

Na obr. 15 je patrná dendritická struktura primárního tuhého roztoku (Cr). Distribuce a množství oxidických vměstků dvou typů ve struktuře jsou přibližně stejné u všech tří vzorků. V blízkosti vnitřního povrchu trubky byl patrný vysoký výskyt licích vad (dutin).

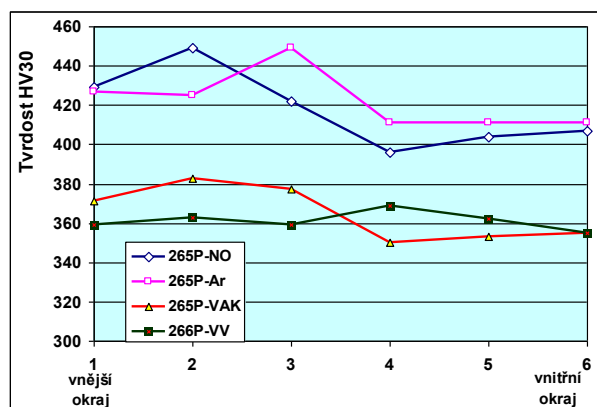
Ve všech vzorcích po žitání v různých plynných médiích byly pomocí EDS nalezeny tři základní typy fází: Oxidické vměstky s celkovou stechiometrií typu Me_2O_3 s vysokým podílem oxidů Cr a Mn – pravděpodobně fáze $(\text{Cr-Mn})_2\text{O}_3$. Byla zde zjištěna i přítomnost Ni okolo 0,5 at. % (oblast 1). Oblast 2 tvořil tuhý roztok chromu s niklem (cca 22 at. % Ni) obsahující i cca 1 at. % Si a cca 0,4 at. % Fe. Složení odpovídá primárně utuhlému chromu, který se nachází v oblasti dendritů. Oblast 3 svým složením odpovídá eutektickému bodu (cca 43 at. % Ni) obsahující i Si (cca 1,2 at. %) a Fe (cca 0,6 at. %). Je to eutektická směs (Cr) + (Ni). Oblast 4 s lamelárním eutektikem (cca 39 at. % Ni) obsahující i Si (cca 1,3 at. %) a Fe (cca 0,5 at. %) má blízké chemické složení jako oblast 3. Jedná se i zde o produkt eutektické reakce.



Obr. 16 EDS a BEC analýza vzorku 265P-NO v blízkosti vnitřního okraje trubky (žeháno na vzduchu)

Fig. 16 EDS and BEC analysis of the sample No. 265P-NO near the inner wall of the tube (annealed in air)

Tvrdość HV 30 byla u každého vzorku měřena na šesti místech ve směru od vnějšího povrchu trubky k vnitřnímu – viz obr. 17, odkud je patrné, že tvrdość nejprve stoupala až přibližně do třetiny tloušťky stěny a od poloviny trubky až po vnitřní průměr se dále již příliš neměnila.



Obr. 17 Hodnoty tvrdości HV 30 po různých režimech TZ (žeháno VŠB – TUO) směrem od vnějšího k vnitřnímu povrchu trubky

Fig. 17 Hardness HV 30 after various modes of heat treatment (annealed at the VŠB – TUO) in the direction from the outside towards inside surface of the tube

Vyšší hodnoty tvrdości byly naměřeny po žehání na vzduchu i v argonu. Vakuum mělo příznivý dopad na pokles tvrdości v celém průřezu trubky v důsledku možného odplynění materiálu zejména difúzním mechanismem.

Závěr

Bylo provedeno experimentální studium dvou druhů slitin Cr–Ni ve stavu po odlití a jejich následném vyžehání v podmínkách VÚHŽ, a.s. a studium odlitých vzorků vyžehávaných na VŠB-TU Ostrava za adekvátních režimů tepelného zpracování, a to na vzduchu, v proudu průtočného argonu (čistota 5N) a ve vakuu při různém tlaku v recipientu (1 Pa, $6 \cdot 10^{-2}$ Pa a $3 \cdot 10^{-3}$ Pa). Vzorky

byly po odleštění testovány na přítomnost strukturních poruch – vměstků, mikro- a makropórů, příp. ředin a dutin. Vměstky ve tvaru „čínského písma“ tvořily oxidy chromu s manganem, zatímco vměstky s kruhovitým tvarem různé velikosti (až do průměru cca 10 μm) obsahovaly navíc křemík. Tyto strukturní poruchy zůstaly ve vzorcích prakticky zachovány po žehání bez viditelných změn.

Leptáním byly zviditelněny tři typy fází:

- 1) primární dendrity s vysokým obsahem chromu, uvnitř kterých byly patrné tmavé lamely obohacené niklem;
- 2) eutektikum, které svým složením odpovídalo eutektickému bodu a vykazovalo poměrně vysoké hodnoty tvrdości;
- 3) lamelární eutektikum, které má poněkud vyšší obsah chromu a tvrdość je podobná jako u primárního (Cr).

Dále byly ve struktuře zjištěny oxidické vměstky s tvarem podobným „čínskému písmu“, které obsahovaly oxidy chromu a manganu, minoritně i Ni. Další vměstky kulovitého tvaru obsahovaly navíc i vysoké množství oxidu křemičitého a chromitého. Oba typy vměstků odpovídaly stechiometricky vzorci MeO_2 .

Vakuové žehání odlitků slitin Cr–Ni vedlo k podstatnému snížení tvrdości oproti vzorkům žeháným na vzduchu a v argonu. Došlo i ke změně struktury, což bylo způsobeno homogenizací a částečným rozpuštěním prvků v dvoufázových oblastech tuhého roztoku (Cr) i eutektické směsi s lamelární morfologií. Přítomnost argonu se neprojevila příliš pozitivně na změnu strukturních charakteristik slitin Cr–Ni při srovnání s žeháním na vzduchu. Žehání ve vakuu vedlo k homogenizaci struktury a podstatnému snížení tvrdości. Výsledky měření tvrdości i mikrotvrdości prokázaly prakticky totožné hodnoty.

Pro další postup výroby odlitků slitin Cr–Ni je vhodné aplikovat při procesu tavení a lití ochrannou atmosféru argonu a při dlouhodobém precipitačním žehání je vhodné aplikovat vakuum na úrovni okolo 1 Pa, což zajistí požadované hodnoty tvrdości finálních produktů pro další kovoobráběcí operace. Za těchto podmínek bude nutné případně upravit teplotu a čas vlastního žehání.

Další experimentální práce budou provedeny na VŠB-TU Ostrava. Cílem bude optimalizovat chemické složení strukturní a mechanické vlastnosti slitin Cr–Ni. Vzorky budou připraveny indukčním tavením s následným odstředivým litím v různé atmosféře tak, aby odpovídaly technologickým podmínkám ve VÚHŽ. Následně budou optimalizovány podmínky režimů tepelného zpracování (žehání) v různým plynných prostředích tak, aby byla dosažena požadovaná tvrdość odlitků slitin Cr–Ni, tj. 425 až 475 HV.

Poděkování

Tato práce byla realizována ve spolupráci s VÚHŽ, a.s. Dobrá v laboratořích Regionálního materiálově technologického výzkumného centra VŠB – TU Ostrava v rámci projektu RMTVC - Národní program udržitelnosti, reg. č. LO1203.

Literatura

- [1] VODÁREK, V., MASLOVA, A., BRYCHTOVÁ, N. Strukturní rozbor OL odlitků z CrNi slitiny pro ventilová sedla. Technická zpráva, VŠB – TU Ostrava, 2013
- [2] MASSALSKI, T.B. Binary Alloy Phase Diagrams. ASM Metals Park, Ohio, Third Ed. 1993

Tata Steel se silněji tlačí do automobilového průmyslu

Börsen-Zeitung

30. 9. 2014

Tata Steel Europe, po ArcelorMittal druhý největší výrobce oceli v Evropě, dělá pozitivní mezibilanci svého nového strategického uspořádání. Odbyt vysoce jakostních a diferencovaných ocelových výrobků stoupá. Vývoj trhu mezitím nastoupený kurs podporuje. Koncernu opět vycházejí černá čísla. Diferencované ocelové výrobky už v současnosti tvoří třetinu odbytu. Před několika lety to bylo jen 25 %. Do konce příštího roku by měly výrobky s vysokou marží a podle přání zákazníků dále vyvíjené produkty dosáhnout až 40 %. Koncern chce zvýšit odbyt zejména do leteckého a kosmického oboru, do sektoru zvedacích zařízení, obalového průmyslu a zejména do automobilního průmyslu. Zapojení do výroby automobilů již v uplynulých letech výrazně vzrostlo a v současnosti činí už 18 % celkového obrátu. V uplynulém roce koncern uvedl na trh 30 nových výrobků a stejný cíl má i letos.

ThyssenKrupp nakonec zavře jednu obloukovou pec v Terni

Metal Bulletin

15. 9. 2014

Německý výrobce oceli ThyssenKrupp plánuje snížit počet pracovních míst o 550 a zavřít jednu ze dvou elektrických obloukových pecí (EOP) v ocelárně v Terni, Itálie, která vyrábí nerezavějící oceli. Škrty jsou součástí většího průmyslového plánu diskutovaného majiteli, jak ušetřit 100 mil. € (135 mil. USD) ve snaze vrátit ocelárnu do ziskovosti. Plán zahrnuje uzavření druhé obloukové pece v letech 2015 – 2016 současně se zvýšením kapacity válcovny za studena ze současné kapacity 525 kt/r. Celková kapacita závodu v Terni s výrobou oceli v obou EOP je nyní 1,7 mil. t/t.

Z hlediska nákladů nejsme konkurenceschopní

Börsen-Zeitung

4. 10. 2014

Wolfgang Eder z VoestAlpine, nový prezident světového ocelářského svazu, předpovídá pro evropský ocelářský obor těžké časy – zotavení cen není na obzoru. Šéf rakouského koncernu VoestAlpine varuje před příliš optimistickým hodnocením současné ocelářské konjunktury. Od léta se trh opět ochlazuje a je nutné počítat se slabším druhým pololetím. Na vzestup cen, prognózovaný některými analytiky, nevěří. Eder doufá v rozvážnost politiků při stanovování cílů klimatické politiky, a to zvláště v oblasti emisí CO₂. Jinak některé obory průmyslu narazí na technologické hranice, které nebude možné překonat. Říká, že neexistuje výroba oceli bez emisí CO₂. Není žádná konkurenceschopná technologie, která by umožnila snížit emise CO₂ do roku 2030 o 30% nebo dokonce 40 %. Technicky to prostě není možné, snad jen v případě přechodu na elektrotechnologie na bázi levného, to znamená subvencovaného elektrického proudu z atomových elektráren. To by ovšem znamenalo vyhánění čerta ďáblem.

Stanovení koncentrace prvků v závislosti na analyzované hloubce s využitím techniky GDOES

Determination of Elemental Concentration in Dependence on the Analysed Depth with Utilization of GDOES Technique

Ing. Lenka Faltýnková¹, Ing. Roman Gabor, Ph.D.¹

¹MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., Pohraniční 693/31, 706 02 Ostrava-Vítkovice, Regionální materiálové technologické centrum, detašované pracoviště VÚHŽ a.s., 739 51 Dobrá, Česká republika

V posledních letech se výzkum a vývoj v oblasti přípravy tenkých oxidických vrstev a povlaků moderními elektrochemickými, chemickými nebo fyzikálními technikami orientuje na zlepšení chemických a fyzikálních vlastností povlakovaných povrchů za účelem dosažení zvýšení jejich životnosti a funkčnosti pro daný typ aplikace. Součástí požadavků hodnocení povrchových vrstev a povlaků v závislosti na požadované kvalitě zahrnující fyzikálně, chemické a strukturní vlastnosti je důležitý vhodný výběr analytických metod umožňující komplexní charakterizaci deponovaných tenkých vrstev.

Kvantitativní hloubkový profil pro různé druhy povlaků a tenké oxidické vrstvy je stále častěji identifikován s využitím techniky optické emisní spektrometrie s buzením doutnavým výbojem (GDOES). Její výhody jsou zejména spatřovány ve srovnání s technikami AES, SIMS, XPS, RBS v jedinečné kombinaci vysoké odprašovací rychlosti, odprašovací hloubky, citlivosti metody, analýzy nevodivých vrstev a snadné kvantifikaci lehkých prvků (C, N, O, H). Předkládaný článek shrnuje současně aplikované metody techniky GDOES umožňující charakterizovat vlastnosti tenkých vrstev a povlaků s důrazem na možné využití výsledků ve výrobním průmyslu. Hloubkové koncentrační profily byly stanoveny u povlaků připravených technikou CVD (chemical vapour deposition) a PVD (physical vapour deposition), naválcované cladové vrstvy a tenké oxidické vrstvy vzniklé při válcování za tepla a nedokonalém procesu moření.

Klíčová slova: GDOES; kvantitativní profilová analýza; tenké oxidické vrstvy; CVD povlaky; PVD povlaky; cladová vrstva.

Research and development in the sphere of preparation of thin oxide layers and coatings by advanced electrochemical, chemical or physical techniques has been focused on improving of chemical and physical nature of coated surfaces in recent years in order to achieve the increasing of their lifetime and utility for the existing types of application. Suitable choice of analytical methods enabling a comprehensive characterisation of deposited thin layers is important part of requirements for evaluation of surface layers and coatings in dependence on the desired quality including physical-chemical and structural properties.

Glow discharge optical emission spectrometry (GDOES) is suitable method for determination of chemical composition of surface layers for various types of metallic materials. GDOES technique makes it possible to perform profile element analysis, e.g. for analysis of various types of coatings and layers. The quantitative depth profile for various kinds of coatings and thin oxide layer is still more often identified with the utilisation of glow discharge optical emission spectrometry. Advantages of this method consist especially in the unique combination of high sputtering rate, sputtering depth, sensitivity of the method, analysis of non-conductive layers and easy quantification of light metals (C, N, O, H) as compared with the Auger electron spectroscopy (AES), Secondary ion mass spectrometry (SIMS), X-ray photoelectron spectroscopy (XPS) and Rutherford backscattering spectrometry (RBS). Submitted paper summarises the current applied methods of GDOES technique susceptible to characterise the properties of thin layers and coatings with stress on the possibility of their application in industrial use. Depth concentration profiles were determined in case of coatings prepared by techniques CVD (chemical vapour deposition) and PVD (physical vapour deposition), rolled clad layer and thin oxide layer formed at hot rolling and incomplete pickling process.

Key words: GDOES; quantitative depth profile; thin oxide layer; CVD coating; PVD coating; clad layer.

V současné době existuje velké množství průmyslových povrchových úprav, které umožňují významné zlepšení funkčních vlastností povrchů. S rostoucím vývojem depozic povlaků a tenkých vrstev rostou požadavky na metody jejich hodnocení z pohledu strukturního

a chemického složení. Dostupné spektrometrické metody musí vedle cenové dostupnosti splňovat pro dosažení požadovaných informací o deponovaných vrstvách také vysokou citlivost, nízké mezivrstvkové ovlivnění a kvantifikaci více prvků (včetně dusíku,

kyslíku a vodíku) [1]. Z tohoto pohledu se ukázala optická emisní spektrometrie s buzením doutnavým výbojem (GDOES) jako cenný a rychlý nástroj pro získání informace o elementárním složení povrchu ve srovnání s dalšími analytickými metodami umožňujícími stanovit koncentrační profil s hloubkou. Tyto metody jsou zastoupeny rentgenovou fotoelektronovou spektroskopií (XPS), spektroskopií Augerových elektronů (AES), Rutherfordovou metodou zpětně odražených iontů (RBS) a hmotnostní spektrometrií sekundárních iontů (SIMS) [2-6].

Metodou GDOES je možné běžně sledovat závislost koncentrace prvků s hloubkou u elektrochemických povlaků [7], oxidických anodických vrstev [8] a různých druhů povlaků připravených kondenzací z plynné fáze technikou CVD (chemical vapour deposition) a PVD (physical vapour deposition) [9]. GDOES analýza umožňuje rychle získat hloubkový profil intenzity signálu v závislosti na čase (tzv. kvalitativní analýza). K získání kvantitativní závislosti koncentrace prvků na hloubce je nutné s využitím kalibrace certifikovaných standardů převést intenzity prvků a čas na jejich koncentrace a hloubku. Důležitým předpokladem pro úspěšné zavedení analytické metody pro získání kvantitativního profilu je mít k dispozici širokou škálu referenčních materiálů v závislosti na chemickém složení analyzovaného materiálu. Materiály analyzované spektrometrem LECO GDS850A (anoda s $\varnothing$ 4 mm) musí mít rovnou plochu s maximální výškou 43 mm, minimální tloušťkou 0,3 mm a minimálním průměrem 15 mm.

Princip metody byl již dříve popsán v článku [10], proto se v tomto příspěvku soustředí pozornost zejména na metodické stanovení hloubkového koncentračního průběhu jednotlivých prvků přítomných v tenkých vrstvách, které byly nanášeny odlišnými postupy povrchových úprav.

Metody a materiály

Hloubkové koncentrační profily byly stanoveny s využitím metody GDOES u čtyř typů povlaků a tenké oxidické vrstvy. K nanášení povlaků byly využity následující metody.

CVD (chemical vapour deposition)

Ke vzniku povlaku na tuhém substrátu dochází během chemických reakcí prekurzorů s požadovanou tloušťkou, která se obvykle pohybuje v rozmezí 0,1 až 10 μm . Pro různé CVD metody vyžaduje depozice povlaku vyšší teploty (500 – 1400 $^{\circ}\text{C}$) a snížený tlak [11].

PVD (physical vapour deposition)

Aplikace této technologie bez chemické reakce obecně probíhá při nízkých tlacích (<100 Pa) a teplotách na rozdíl od technologie CVD. K vytvoření povlaků dochází pomocí rozprašování nebo odpařování pevného terče a uvolnění atomů nebo molekul do plynné fáze

s jejich následnou kondenzací na povrchu tuhého substrátu [12].

Cladová vrstva

Hliníkové slitiny jsou za účelem dosažení vyšší korozní odolnosti, lepších mechanických a fyzikálních vlastností opatřeny naválcovanou tzv. cladovou vrstvou (Al, Si). Jedná se o vrstvy s tloušťkou několika desítek mikrometrů, které se nanášejí na slitiny hliníku určené pro tepelné výměníky do automobilového průmyslu [13].

Oxidická vrstva

Při válcování za tepla dochází na povrchu materiálu ke vzniku okují, které je nezbytné následně odstranit. Za účelem jejich odstranění se běžně využívá mořicího procesu s roztoky zředěných kyselin (HCl , H_2SO_4), roztavených solí a alkalických lázní. Tloušťka vrstvy okují bývá mezi 8 až 12 μm .

Metoda GDOES

Pro analýzy hloubkových profilů byl použit optický emisní spektrometr s buzením doutnavým výbojem LECO GDS850A. GDOES spektrometr je konstruován v uspořádání Paschen-Runge s ohniskovou vzdáleností 750 mm (Rowlandova kružnice). Dispersní systém tvoří holografické mřížky (2400 vrypů) s rozlišením 0,025 nm a vlnovém rozsahu 119 – 600 nm. Pro buzení emisních spekter byl použit stejnosměrný budicí zdroj (DC) s anodou $\varnothing$ 4 mm. Spektrometr LECO GDS850A využívá duální vakuový systém. Jedna rotační olejová vývěva čerpá spolu s turbomolekulární pumpou vlastní komoru spektrometru, druhá pak výbojku (GDS zdroj). Pro analytické aplikace se jako pracovní plyn používá argon čistoty min. 99,998 % (40 psi/2,76 bar $\pm$ 10 %). Stlačený vzduch nebo inertní plyn (40 psi/2,76 bar) bez příměsí vody, resp. oleje, se používá pro pneumatický systém [10].

Analyzovány byly čtyři vzorky s různými typy povlaků a jeden vzorek s tenkou oxidickou vrstvou. V tab. 1 je uveden přehled a popis analyzovaných vzorků. Experimentální podmínky analýz jsou uvedeny v tabulkách 2 – 4.

Tab. 1 Přehled analyzovaných vzorků
Tab. 1 Summary of analysed specimens

Vzorek	Povlak (tenká vrstva)	Typ	Základní materiál
1	TiCN	PVD	Nástrojová ocel (jakost 1.2343)
2	AlTiN 33/67	PVD	Nástrojová ocel (jakost 1.2343)
3	TiN/TiCN	CVD	Nástrojová ocel (jakost 1.2343)
4	Al-Si	Clad	Hliníková slitina AlMnCu (EN AW 3003)
5	Tenká oxidická vrstva	-	Nízkolegovaná ocel (jakost S355J0)

Tab. 2 Experimentální podmínky pro analýzu hloubkového profilu PVD a CVD povlaků
Tab. 2 Experimental conditions for depth profile analysis of PVD and CVD coatings

	Řídicí režim		Čas	Tlakový režim	
Spuštění	Napětí	700 V	1 s	Vakuum	7
Předhoření	Napětí	900 V	30 s	Proud	30 mA
Analýza	Napětí	900 V	5 s	Proud	30 mA
QDP	Proud	30 mA	-	Napětí	900 V

Tab. 3 Experimentální podmínky pro profilovou analýzu cladové vrstvy na hliníkové slitině
Tab. 3 Experimental conditions for profile analysis of clad layer on aluminum alloy

	Řídicí režim		Čas	Tlakový režim	
Spuštění	Napětí	700 V	5 s	Vakuum	7
Předhoření	Napětí	1000 V	30 s	Proud	35 mA
Analýza	Napětí	1000 V	5 s	Proud	35 mA
QDP	Proud	35 mA	-	Napětí	1000 V

Tab. 4 Experimentální podmínky pro profilovou analýzu tenké oxidické vrstvy
Tab. 4 Experimental conditions for profile analysis of thin oxide layer

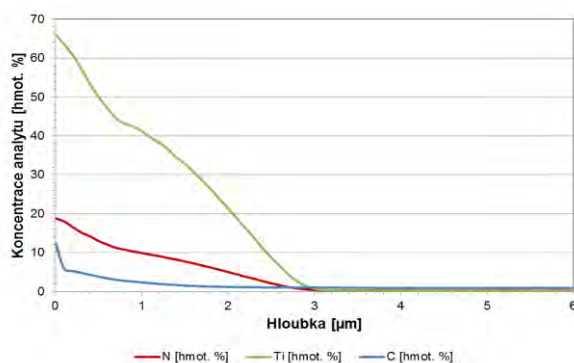
	Řídicí režim		Čas	Tlakový režim	
Spuštění	Napětí	700 V	1 s	Vakuum	7,5
Předhoření	Napětí	900 V	40 s	Proud	30 mA
Analýza	Napětí	900 V	5 s	Proud	30 mA
QDP	Proud	30 mA	-	Napětí	900 V

Výsledky a diskuse

Naměřené výsledky byly graficky vyhodnoceny pomocí MS Excel. Grafy popisují závislost koncentrace analytu (hm.%) na hloubce odprášení (μm).

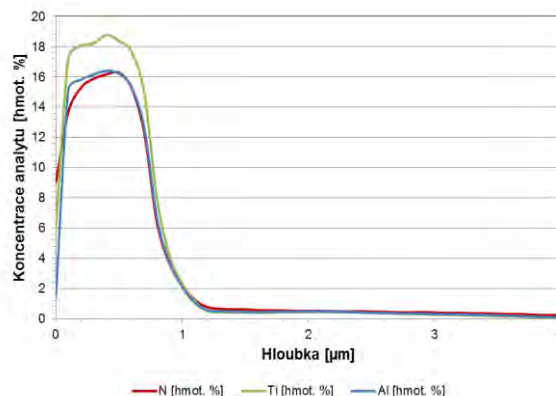
Analýza hloubkového profilu PVD a CVD povlaků

Kvantitativní profilová analýza PVD a CVD povlaků byla provedena za experimentálních podmínek uvedených v tab. 2. TiCN povlak byl nanesen pomocí technologie PVD na substrát z nástrojové oceli. Výsledky profilové analýzy povlaku TiCN (vzorek 1) jsou znázorněny na obr. 1. Obvyklá tloušťka tohoto typu povlaku bývá v rozmezí 1 – 4 μm . Z dosažených výsledků vyplývá, že nanesený povlak splňuje požadovanou tloušťku.



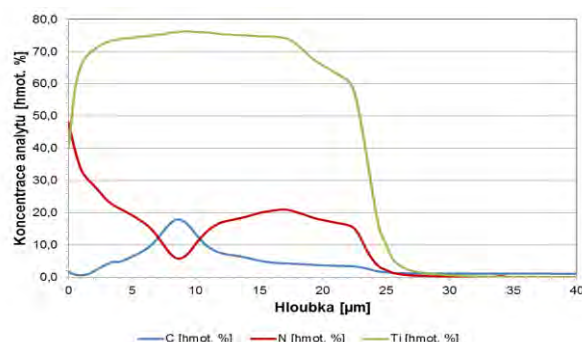
Obr. 1 Kvantitativní profilová analýza povlaku TiCN (vzorek 1)
Fig. 1 Quantitative profile analysis of TiCN coating (specimen 1)

Kvantitativní profilová analýza povlaku AlTiN je uvedena na obr. 2. Depozice tohoto typu povlaku byla provedena technologií PVD. Obvyklá tloušťka AlTiN povlaku se pohybuje v rozsahu 1 – 4 μm . Výsledky profilové analýzy potvrdily přítomnost povlaku v požadované tloušťce.



Obr. 2 Kvantitativní profilová analýza povlaku AlTiN (vzorek 2)
Fig. 2 Quantitative profile analysis of AlTiN coating (specimen 2)

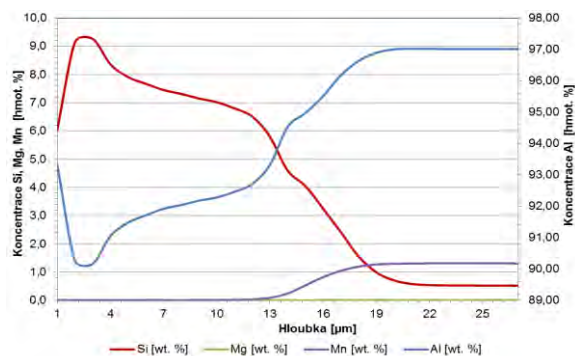
Na obr. 3 je znázorněn kvantitativní profil vícevrstvého povlaku TiN/TiCN. Tloušťka povlaku dosahuje hodnoty ~30 μm . Vícevrstvý TiN/TiCN povlak byl nanesen na substrát z nástrojové oceli CVD technologií.



Obr. 3 Kvantitativní profilová analýza vícevrstvého povlaku TiN/TiCN (vzorek 3)
Fig. 3 Quantitative profile analysis of multilayer coating TiN/TiCN (specimen 3)

Analýza hloubkového profilu cladové vrstvy Al-Si

Experimentální podmínky profilové analýzy cladové vrstvy jsou uvedeny v tab. 3. Kvantitativní profilovou analýzu cladové vrstvy na tenkém pásu hliníkové slitiny AlMnCu prezentuje obr. 4. Tloušťka cladové vrstvy dosahuje tloušťky ~16 μm , což splňuje požadovanou specifikaci. Koncentrační zastoupení prvků v cladované vrstvě odpovídá požadavkům související s konečnou aplikací výrobků.

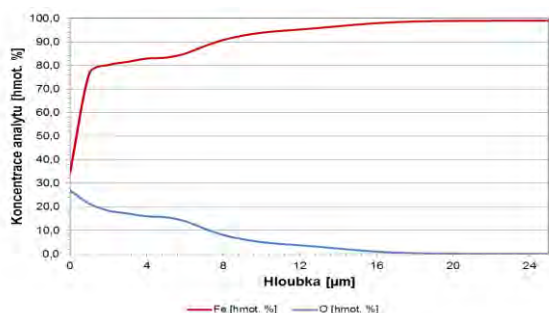


Obr. 4 Kvantitativní profilová analýza cladové vrstvy AlSi (vzorek 4)

Fig. 4 Quantitative profile analysis of clad layer AlSi (specimen 4)

Analýza hloubkového profilu tenké oxidické vrstvy

Kvantitativní profilová analýza tenké oxidické vrstvy byla provedena za experimentálních podmínek uvedených v tab. 4. Obr. 5 prezentuje výsledky analýzy hloubkového profilu oxidické vrstvy na ocelovém plechu válcovaném za tepla. Výsledky profilové analýzy prokázaly přítomnost oxidické vrstvy z důvodu nedokonalého moření povrchu ocelového plechu. Přítomnost oxidické vrstvy má nežádoucí účinky pro jeho další zpracování.



Obr. 5 Kvantitativní profilová analýza oxidické vrstvy (vzorek 5)

Fig. 5 Quantitative profile analysis of oxide layer (specimen 5)

Závěr

Optická emisní spektrometrie s buzením doutnavým výbojem (GDOES) umožňuje stanovení nejen objemového složení pevných materiálů, ale využívá se také při analýze hloubkových koncentračních profilů, analýze povrchu materiálů a tenkých vrstev s rozsahem pokrytí od několika nm až po desítky μm .

Tato práce byla zaměřena na stanovení hloubkových koncentračních profilů s využitím metody GDOES se stejnosměrným zdrojem buzení.

Metoda GDOES je velmi užitečným nástrojem pro výzkum a kontrolu kvality, který umožňuje povrchovou analýzu s přesností srovnatelnou s metodami, jako je rentgenová fotoelektronová spektroskopie (XPS) a spektroskopie Augerových elektronů (AES). GDOES analýza je však oproti zmiňovaným metodám rychlejší a přitom kvantitativně spolehlivým způsobem získání závislosti koncentrace prvků na hloubce.

Poděkování

Tato práce vznikla při řešení projektu č. LO1203 "Regionální materiálově technologické výzkumné centrum - program udržitelnosti" financovaného Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky.

Literatura

- [1] ESCOBAR, G. R.; GAGO, R.; LOUSA, A.; ALBELLA, J. Comparative depth-profiling analysis of nanometer-metal multilayers by ion-probing techniques. *Trends in Analytical Chemistry*, Vol. 28, 2009, No. 4, pp. 494-505, ISSN 0165-9936
- [2] GUSENLEITNER, S.; HAUSCHILD, D.; GRABER T.; EHM, D.; TOUGAARD, S.; REINERT, F. Factor analysis and advanced inelastic background analysis in XPS: Unravelling time dependent contamination growth on multilayers and thin films. *Surface Science*, Vol. 616, 2013, pp. 161-165, ISSN 0039-6028
- [3] MANDRINO, D.; DONIK, Č. Chemical-state information obtained by AES and XPS from thin oxide layers on duplex stainless steel surfaces. *Vacuum*, Vol. 86, 2011, No. 1, pp. 18-22, ISSN 0042-207X
- [4] VARHEGYI, E. B.; JONDA, S.; PERCZEL, I. V.; MEIXNER, H. AES, SIMS, XPS analysis and electrical conductance of Ta-doped SrTiO_3 thin films. *Sensors and Actuators B: Chemical*, Vol. 47, 1998, No. 1-3, pp. 164-170, ISSN 0925-4005
- [5] THOBOR, A.; ROUSSELOT, C.; MIKHAILOV, S. Depth profiles study of $\text{n}(\text{TiN}+\text{AlN})$ bilayers systems by GDOES and RBS techniques. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 174-175, 2003, pp. 351-359, ISSN 0257-8972
- [6] PISONERO, J. Glow discharge spectroscopy for depth profile analysis: from micrometer to sub-nanometer layers. *Analytical and Bioanalytical Chemistry*, Vol. 384, 2006, No. 1, pp. 47-49, ISSN 1618-2642
- [7] BAKSHI, D. S.; DUTTA, M.; BANDYOPADHYAY, N.; RAJESH, N. Improvement in galvannealed coating of IF-HS steel strips by combined GDOES and colour-etching method. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 201, 2007, No. 8, pp. 4547-4552, ISSN 0257-8972
- [8] MICHLER, J.; AEERHARD, M.; VELTEN, D.; WINTER, S.; PAYLING, R.; BREME, J. Depth profiling by GDOES application of hydrogen and dc. Bias voltage corrections to the analysis of thin oxide films. *Thin Solid Films*, Vol. 447-448, 2004, No. 30, pp. 278-283, ISSN 0040-6090
- [9] PAYLING, R.; AEERHARD, M.; DELFOSSE, D. Improved quantitative analysis of hard coatings by radiofrequency glow discharge optical emission spectrometry (rf-GD-OES). *Journal of Analytical Atomic Spectrometry*, Vol. 16, 2001, pp. 50-55, DOI: 10.1039/B007543O
- [10] VANÍČEK, M.; MALANÍK, K. Aplikační možnosti techniky GDOES v povrchové analýze. *Hutnické listy*, roč. LXV, 2012, č. 6, s. 106-110, ISSN 0018-8069
- [11] CHOY, K. L. Chemical vapour deposition of coatings. *Progress in Materials Science*, Vol. 48, 2003, No. 2, pp. 57-110, ISSN 0079-6425
- [12] MACÁK, J.; PAZDEROVÁ, M.; JIŘÍČEK, I.; MALÝ, P.; OLYŠAR, K.; CVRČEK, L.; VOŠTA, J. Korozní vlastnosti fyzikálně nanášených tenkých vrstev. *Chemické listy*, roč. 101, č. 9, ISSN 1213-7103
- [13] TURRIFF, D. M.; CORBIN, S. F.; KOZDRAS, M. Diffusional solidification phenomena in clad aluminum automotive brake sheet. *Acta Materialia*, Vol. 58, 2010, No. 4, pp. 1332-1341, ISSN 1359-6454

Studium zinkové vrstvy na plechu po tepelném ovlivnění pájením

Study of Zinc Layer on the Plate after the Heat Influencing by Soldering

Ing. Jiřina Vontorová, Ph.D.¹, doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.²

¹VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, katedra analytické chemie a zkoušení materiálu, Regionální materiálově technologické centrum, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

²VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, katedra mechanické technologie, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

Tento článek se zabývá stanovením tloušťky zinkové vrstvy plechu pro automobilový průmysl pomocí optické mikroskopie a optické emisní spektrometrie s doutnavým výbojem. Je studována tepelně ovlivněná oblast základního materiálu vzhledem k použité metodě pájení (konvenční MIG a CMT). CMT se jeví jako velice perspektivní technologie pro pájení tenkých pozinkovaných plechů. Nízký tepelný příkon této technologie vede k malému poškození zinkové vrstvy. Z článku vyplývá, že tloušťka zinkového povlaku mimo pájený spoj se pohybuje v rozmezí od 6 do 10 μm ; v místě spoje po MIG pájení dosahuje tato tloušťka hodnoty cca 3 μm a po CMT pájení cca 5 μm . Výsledky této práce vedou k optimalizaci technologie výroby automobilových dílů.

Klíčová slova: GDOES; optická mikroskopie; MIG pájení; CMT pájení; zinková vrstva.

This article deals with the determination of the thickness of the zinc galvanized steel for the automotive industry using optical microscopy and glow discharge optical emission spectrometry. The heat-affected zone after two types of soldering (conventional MIG and CMT) was studied. CMT seems to be a very perspective technology of joining thin galvanized sheets. Low heat input of this technology leads to small damage of the zinc layer.

This article reviews above all the soldered joint quality with regard to damage of the zinc layer. It was demonstrated that both compared technologies are applicable for the production when the appropriate parameters are used, but the CMT soldering achieves better quality results. Optical emission spectroscopy showed that in the case of CMT soldering there was 95% zinc concentration on the opposite side of the joint in the depth of 6.5 μm under the surface of the sheet, while in the case of MIG soldering the 95% zinc concentration appeared in the depth of 5.5 μm . The results of tests of microstructure showed that the thickness of zinc coating in the joint of the samples soldered using the CMT method was approx. 5 μm , but only approx. 3 μm in the case of the MIG soldering.

The buying price of the power source for the CMT is approx. by 1/3 higher than that of the power source for the MIG soldering, but this higher investment returns in higher productivity of the CMT technology compared to the MIG technology. Therefore the CMT technology is advantageous also from the economical point of view. The results of this study lead to optimization of technology for production of automotive parts.

Key words: GDOES; optical microscopy; MIG soldering; CMT soldering; zinc layer.

Pozinkované plechy tvoří více jak 70 % karoserie automobilu [1]. Proto se tento článek zaměřuje na problematiku pájení pozinkovaných plechů. MIG pájení značně omezuje propal zinkové vrstvy na pozinkovaných dílech oproti svařování. Tato metoda má sice dobré výsledky, ale v některých případech se propal (tedy i narušení antikorozi ochrany) může objevit. Proto se do výroby zavádí technologie CMT, mezi jejíž nejdůležitější výhody patří bezesporu nízké vnesené teplo do spoje.

MIG pájení lze považovat za speciální a donedávna za nepříliš známou metodu, která spadá do skupiny tvrdého pájení [2]. Hlavním rozdílem oproti MIG svařování je použití tvrdé pájky (např. bronzového drátu) jako přídavného materiálu a výrazně nižší

teplota (maximálně 1000 °C [2] oproti 1600 °C u MIG svařování). V ideálním případě není nataven základní materiál, ale pouze pájka. Používané pájky mají vysoký obsah mědi, a proto také relativně nízkou teplotu tavení. Při pájení se zinková vrstva nataví a část zinku se odpaří, ale do značné míry zůstane zinková vrstva neporušena.

Proces CMT („Cold Metal Transfer“) přinesl převrat pro svařovací technologie [3]. Je možno realizovat takové spoje, které donedávna nebylo možno provést. Principem tohoto pájení je zavedení zpětného pohybu drátu do řízení procesu. Proces pohybu drátu je řízen digitálně. Ve chvíli, kdy dojde ke zkratu, je drát automaticky otažen a následuje uvolnění kapky. Díky řízenému zkratu a oddělování kapek je zaručeno téměř stejné množství roztaveného kovu při každém zkratu.

1. Experimentální metody

1.1 Mikrostruktura pájeného spoje

Mikrostrukturní šetření bylo realizováno metodou kolmého řezu pomocí světelné mikroskopie na přístroji Olympus GX51 s využitím počítačové podpory QuickPhoto Industrial 2.2, rozsah zvětšení 10x až 1000x. Příprava pro makroskopickou dokumentaci tepelně ovlivněné oblasti (TOO) byla provedena bez zalévání a leštění [4]. Hodnocena byla: hranice ztavení, pájka, část TOO v návaznosti na vzhled makrostruktury (pájka, TOO, základní materiál) a rozložení základních strukturních složek. Především však byla dokumentována a měřena zinková vrstva ve spoji ze strany pájky.

1.2 Optická emisní spektrometrie doutnavým výbojem (GDOES)

Pomocí GDOES byla zkoumána koncentrace zinku na protilehlé straně spoje. Tato metoda může pracovat ve dvou módech: „bulk analýza“, která zjistí průměrné

chemické složení vzorku a „profilová analýza“, pomocí které může být přesně změřena tloušťka jednotlivých vrstev a jejich chemické složení. Čas analýzy je krátký ve srovnání s jinými metodami profilové analýzy (od několika sekund do několika minut) a lze analyzovat ultratenké povrchy (v řádech nm až desítek μm) [5].

Optická emisní spektrometrie doutnavým výbojem byla provedena na přístroji Spectra Analytik GMBH (model GDA 750). Podmínky měření byly nastaveny na 1000 V, 15 mA.

2. Experimentální materiál

Pro porovnání metod CMT a MIG pájení byly zhotoveny přeplátované spoje dvou plechů o nesterétné tloušťce. Chemické složení a mechanické vlastnosti obou plechů jsou uvedeny v tab. 1 (plech I byl vyroben z materiálu HX220BD+Z100MB (1.0919) a plech II z materiálu DC01+C290 (1.0330)). Povrch plechu I byl upraven žárovým zinkováním. Pájka i základní materiál byly pro CMT i MIG pájení stejné (viz tab. 1 a 2).

Tab. 1 Chemické složení a mechanické vlastnosti pájených plechů
Tab. 1 Chemical composition and mechanical properties of the soldered sheets

Chemické složení [hm. %]			Mechanické vlastnosti		
	plech I	plech II		plech I	plech II
C	0,1	0,12	Mez kluzu	220 - 280 MPa	200 - 380 MPa
P	0,08	0,045	Mez pevnosti	320 - 400 MPa	290 - 430 MPa
Si	0,5	-	Tažnost A5	32 %	20 %
Mn	0,7	0,6			
S	0,025	0,045			
Al	0,015	-			
Ti	0,12	-			
Nb	0,09	-			

Tab. 2 Chemické složení a mechanické vlastnosti pájky
Tab. 2 Chemical composition and mechanical properties of the solder

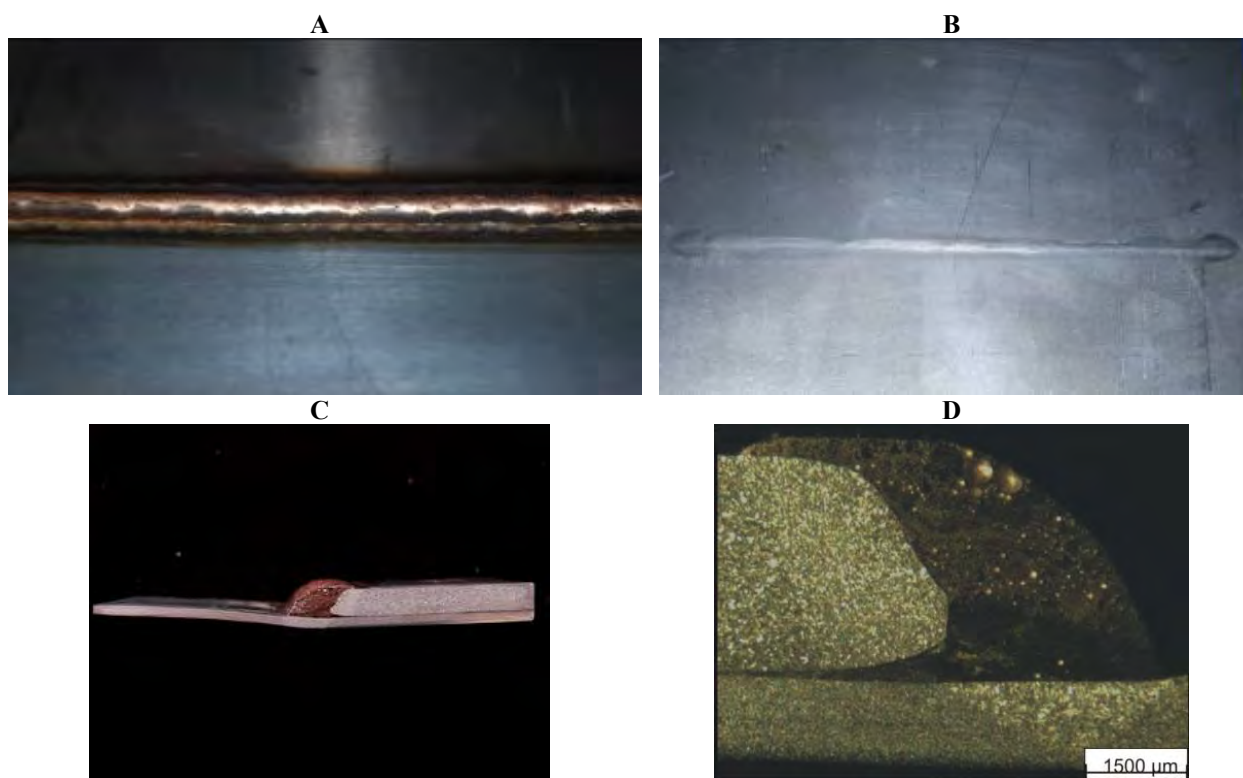
Chemické složení [hm. %]		Mechanické vlastnosti	
Si	3,4	Mez kluzu	130 MPa
Mn	1,1	Mez pevnosti	350 MPa
Cu	> 94	Tažnost A₅	40 %
Sn	< 0,2	Teplota tavení	900 – 1080 °C
Zn	< 0,2		
Fe	< 0,3		

V tomto článku jsou prezentovány výsledky analýz tří vzorků, z toho 2 vzorky spojené metodou MIG pájení a 1 vzorek spojený metodou CMT. Parametry, při kterých byly pájeny jednotlivé porovnávané vzorky, jsou uvedeny v tab. 3. MIG pájení prvního vzorku má obdobné použité parametry jako CMT pájení vybraného vzorku, ale u CMT pájení je o 20 až 30 % méně vneseného tepla. Proto byl přidán ještě druhý „MIG vzorek“ s nižšími parametry, ale přibližně stejným vneseným teplem (fotografie tohoto vzorku je uvedena

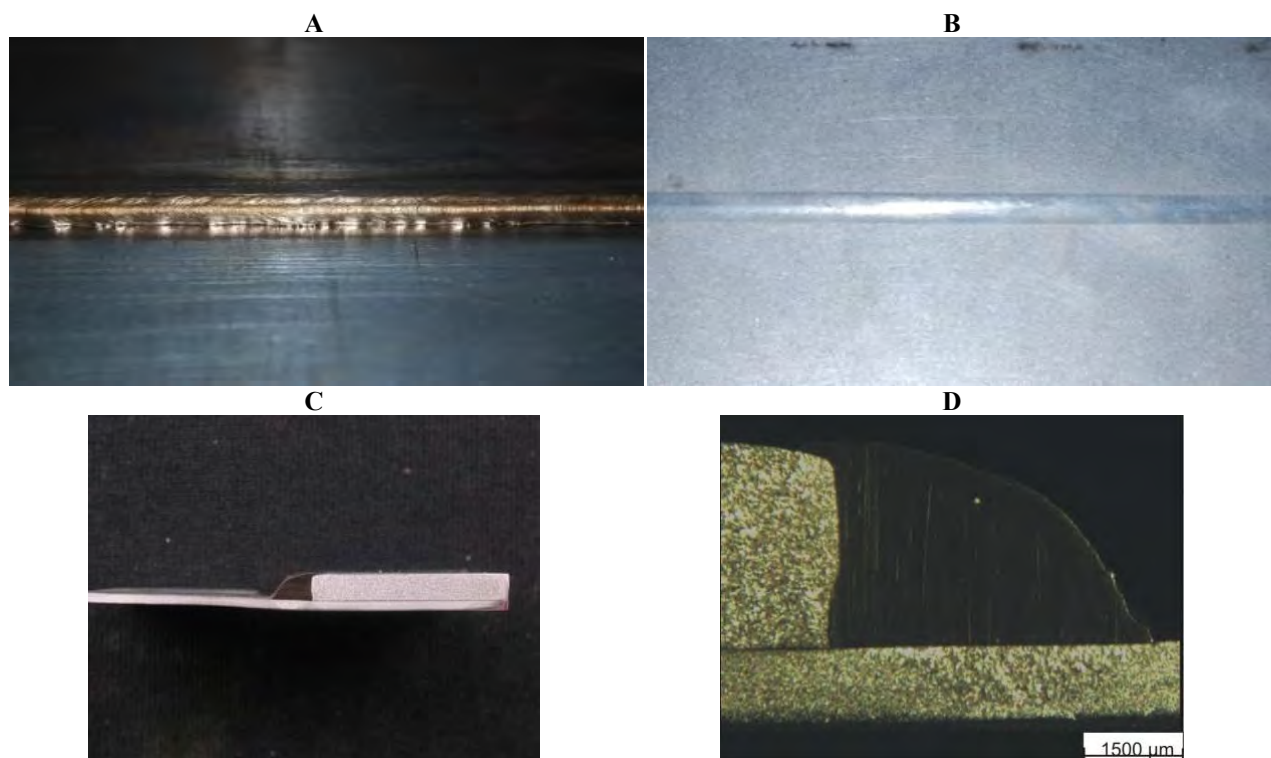
na obr. 1). Přední strana vzorku (obr. 1A) má plynulou housenku; na zadní straně je viditelná TOO a částečné odpaření zinku (obr. 1B). K úplnému spálení zinkové vrstvy ale nedošlo. Obr. 2 ukazuje spoj vytvořený metodou CMT pájení. I přesto, že při tomto pájení bylo dodáno stejné množství vneseného tepla, docílil se spoj s pravidelnější a s dokonalejší kresbou. Toto zjištění je podpořeno také mikroskopickou analýzou a optickou emisní spektrometrií.

Tab. 3 Parametry pájení analyzovaných vzorků
Tab. 3 Soldering parameters of the analyzed samples

Číslo vzorku	Metoda pájení	I [A]	U [V]	v [mm.s ⁻¹]	Plyn
1	MIG	139	9,7	13	Argon 4.8
2	MIG	92	7,8	10	Argon 4.8
3	CMT	139	9,4	15	Argon 4.6



Obr. 1 Vzorek MIG pájení s nejmenším vneseným teplem (A – přední strana, B – zadní strana, C – boční strana, D – detail pájeného spoje)
Fig. 1 Sample of MIG soldering with lower heat input (A – front, B – back, C – side, D – detail of the soldered joint)



Obr. 2 Vzorok CMT pájení (A – přední strana, B – zadní strana, C – boční strana, D – detail pájeného spoje)
Fig. 2 CMT soldering sample (A – front, B – back, C – side, D – detail of the soldered joint)

3. Experimentální výsledky

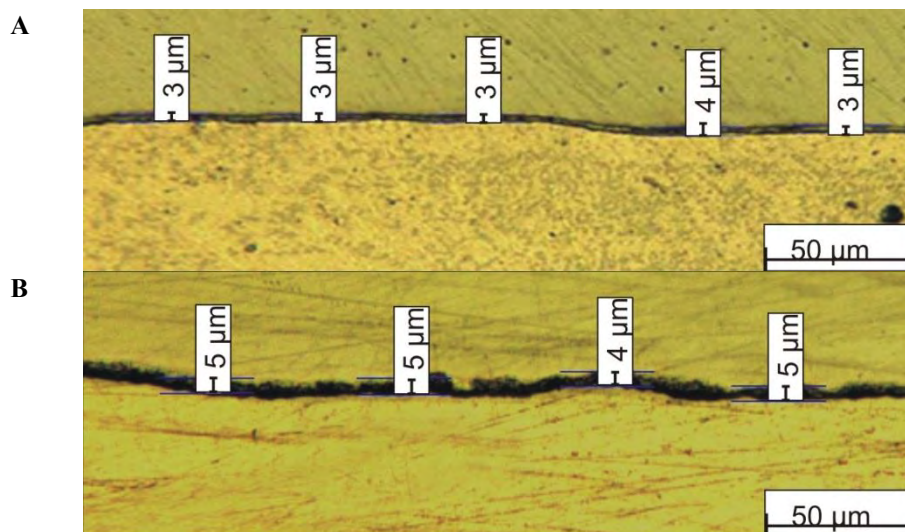
3.1 Metalografické šetření

Nejprve byla měřena tloušťka zinkového povlaku mimo pájený spoj. Dle normy ČSN EN 10292 [6] je definovaná tloušťka žárového zinku 7 µm na každé straně plechu. Naměřené hodnoty se převážně pohybovaly v rozmezí od 6 do 10 µm. V jednom případě byla tloušťka povlaku až 15 µm.

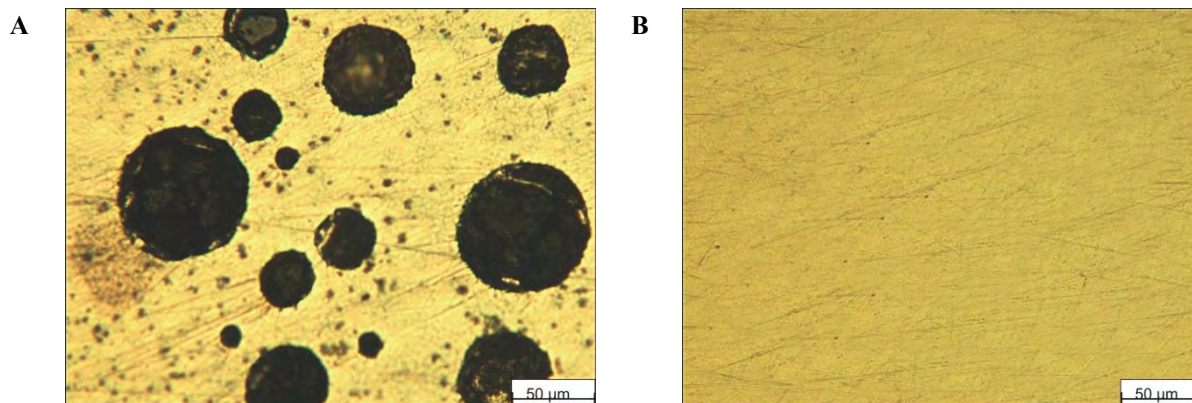
Následně byl zkoumán zinkový povlak mezi pájkou a pozinkovaným plechem (obr. 3), změny vzhledu

povlaku, případná difuze zapříčiněná teplotními vlivy procesu pájení a také pórovitost pájky (obr. 4) jednotlivých metod pájení (CMT nebo MIG). Z výsledků metalografického šetření vyplývá, že u vzorků pájených metodou CMT (obr. 3B) zůstala tloušťka zinkového povlaku větší, průměrně 5 µm. U vzorků pájených metodou MIG (obr. 3A) byla naměřena tloušťka zinkové vrstvy cca 3 µm.

U všech vzorků pájených metodou MIG se objevila pórovitost pájky, naopak u vzorků pájených metodou CMT se pórovitost vůbec nevyskytovala (viz obr. 4).



Obr. 3 Mikroskopická dokumentace rozhraní vzorku po MIG pájení (A) a CMT pájení (B) – vzorky s přibližně stejným vneseným teplem
Fig. 3 Microscopic documentation of the boundary between the sheet and the solder after the MIG soldering (A) and after the CMT soldering (B) – samples with approximately the same heat input

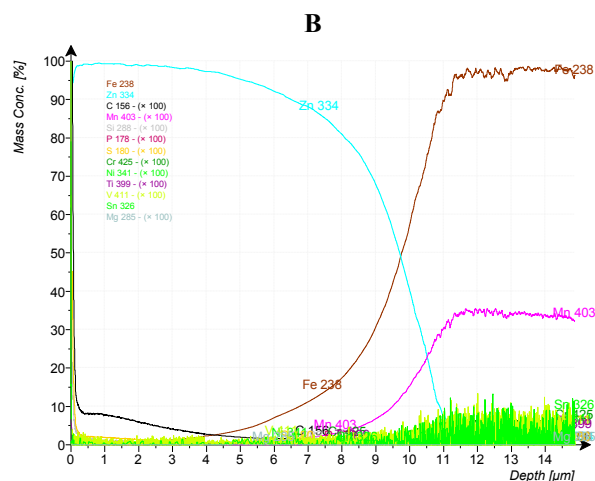
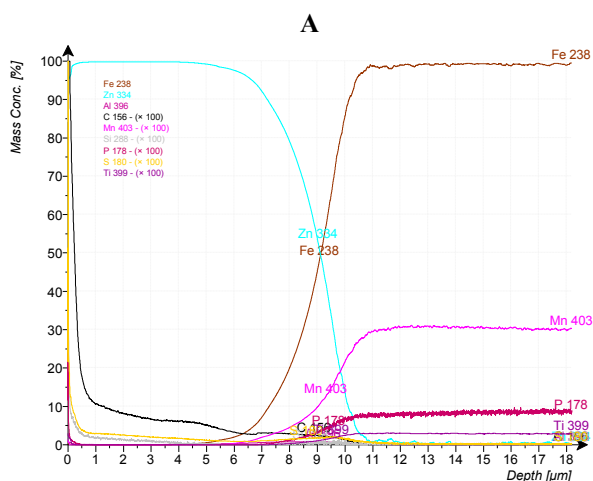


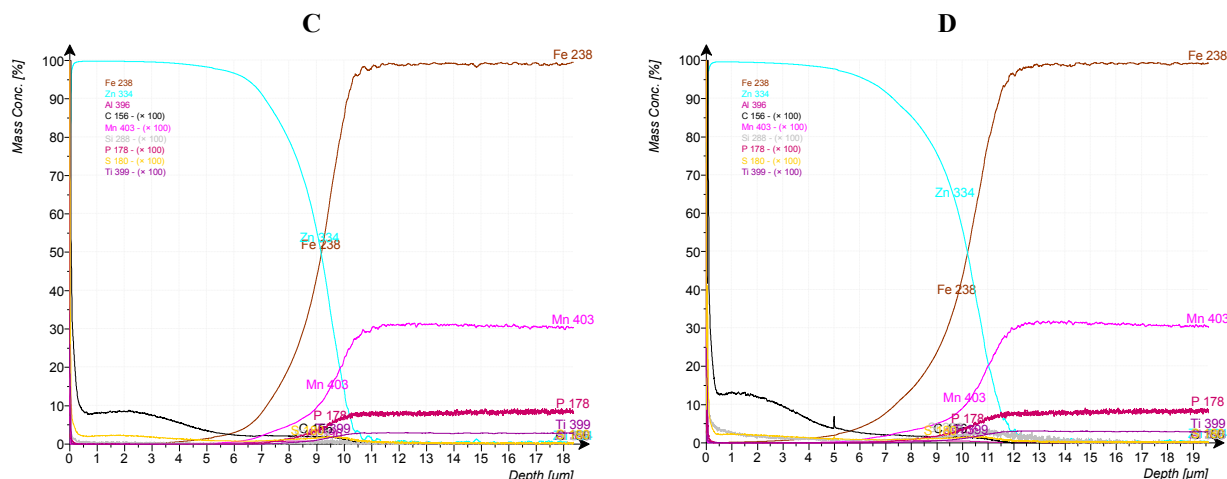
Obr. 4 Mikroskopická dokumentace pórovitosti pájky po MIG pájení (A) a CMT pájení (B)
Fig. 4 Microscopic documentation of porosity of solder after the MIG soldering (A) and the CMT soldering (B)

3.2 Optická emisní spektrometrie doutnavým výbojem

Hlavním kritériem pro analýzu optickou emisní spektrometrií doutnavým výbojem (GDOES) bylo měření množství zinku na spodní straně plechu pod pájeným spojem a jeho obsah (hm. %) v závislosti na měřené hloubce (obr. 5B, C, D). Pro porovnání byl měřen obsah zinku i mimo spoj a TOO (obr. 5A). Z obrázku je patrné, že obsah Zn je 100% do hloubky 5 µm. Dle normy ČSN EN 10292 [6], má být tloušťka žárového zinku 7 µm na každé straně plechu. Množství zinku v analyzovaných vzorcích se v této hloubce pohybuje okolo hranice 90 %.

Množství zinku na spodní straně plechu pod pájeným spojem je zřejmé z obrázku 5: je zde možno srovnat MIG pájení (obr. 5B), CMT pájení (obr. 5C) se stejnými použitými parametry (viz kapitola 2) a MIG pájení se sníženými parametry (obr. 5D). V případě CMT je 95% obsah zinku po hranici 6,5 µm, naopak u MIG pájení je tato hranice už na 5,5 µm. Dalším rozdílem je, že u MIG pájení klesá křivka pro množství zinku pozvolněji než u CMT. Je to dáno tím, že u CMT pájení je o 20 až 30 % méně vneseného tepla než u MIG pájení, což je v souladu s výsledky práce [7]. Proto je zde pro porovnání zařazen ještě vzorek spájený metodou MIG s přibližně stejným vneseným teplem (obr. 5D). U těchto vzorků je průběh křivky, tedy i množství zinku v jednotlivých měřených vrstvách, velmi podobný.





Obr. 5 Záznam GDOES profilové analýzy pozinkované vrstvy (A – mimo spoj, B – na protilehlé straně MIG spoje (vz. 1), C – CMT (vz. 3), D – MIG (vz. 2))

Fig. 5 Record of GDOES profiling analysis of galvanized layers (A – beyond the joint, B – on the opposite side of the MIG joints (sample 1), C – CMT (sample 3), D – MIG (sample 2))

Závěr

V článku byly porovnány technologie MIG pájení a CMT pájení při spojování pozinkovaných plechů v automobilovém průmyslu. Hodnocena byla především kvalita pájeného spoje s ohledem na poškození zinkové vrstvy.

Optická emisní spektrometrie ukázala, že u metody CMT byl obsah zinku 95 hm. % na protilehlé straně spoje v hloubce 6,5 μm od povrchu plechu, u MIG pájení je tato hranice už v hloubce 5,5 μm. Výsledky zkoušek mikrostruktury ukázaly, že u vzorků spájených metodou CMT zůstala tloušťka zinkového povlaku v místě spoje cca 5 μm a u MIG pájení pouze cca 3 μm.

Výsledky zkoušek prokázaly, že při použití vhodných parametrů jsou pro danou výrobu použitelné obě srovnávané technologie. U MIG pájení se místy objevila pórovitost pájky, což mohlo být způsobeno nevhodně zvolenými parametry pájení. U metody CMT tento problém nenastal. Celkově lze říci, že z kvalitativního hlediska dosáhla technologie CMT ve všech ohledech lepší výsledky než metoda MIG.

Zdroj pro CMT pájení má přibližně o třetinu vyšší pořizovací náklady než zdroj pro MIG pájení. Tato zvýšená investice je však vyvážena vyšší produktivitou technologie CMT v porovnání s metodou MIG pájení. Z ekonomického hlediska je tedy technologie CMT rovněž výhodná.

Poděkování

Tato práce vznikla při řešení projektu č. LO1203 "Regionální materiálově technologické výzkumné centrum - program udržitelnosti" financovaného Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky.

Literatura

- [1] ROUBÍČEK, M., Air Liquide CZ. Příspěvek do problematiky spojování pozinkovaných plechů [online]. c2007, Dostupné z: <http://www.airliquide.cz/file/otherelement/pj/pozink_plechu_49115.pdf>
- [2] CLOOS SCHWEISSTECHNIK. MIG pájení [online]. c2005. Dostupné z: <<http://www.cloos.de/cloos/cz/>>
- [3] Fronius. CMT: Cold Metal Transfer, Proces svařování MIG/MAG krátkým obloukem [online]. c2006-2011, Dostupné z: <http://www.fronius.com/cps/rde/xbcr/SID-5F1DBAB8-35C7260F/fronius_international/40_0006_2427_44540_snapshot.pdf>
- [4] KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T. *Svařování I.* (Skriptu VŠB-TU Ostrava), 2005, 133 s., ISBN 80-248-0870-6
- [5] VONTOROVÁ, J., MATĚJKA, V., VACULÍK, M. Characterization of the friction layer formed on the cast iron and stainless steel brake discs during the friction test. In: *Metal 2013*, Tanger, Brno 2013, s. 1137-1142
- [6] ČSN EN 10292, Plech a pás z oceli s vyšší mezí kluzu kontinuálně žárově pokovený pro tváření za studena-Technické dodací podmínky, Praha: Český normalizační institut, říjen 2007
- [7] VIŇÁŠ, J., KAŠČÁK, E., DRAGANOVSKÁ, D., ÁBEL, M.: The choice factors analysis influencing quality of MIG brazed joints of galvanized steel sheets. In: *Scientific Bulletins of Rzeszów University of Technology: Mechanics* 73. No. 253 (2008), s. 299-304. ISSN 0209-2689

Spojení matematického modelování a numerických simulací pro objektivně vyladěné modely tvářecích procesů

Combination of Mathematical and Numerical Simulations for Objectively Tuned Models of Forming Processes

Ing. Tomáš Perna¹, Ing. Jaroslav Pindor, Ph.D.¹

¹MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., Regionální materiálově technologické centrum, Pohraniční 693/31, 706 02 Ostrava-Vítkovice, Česká republika

Článek pojednává o příkladech kombinací matematického modelování a numerických simulací, jejichž výsledky byly úspěšně aplikovány v reálném tvářecím procesu. Při této kombinaci se realizuje parametrizace sítě konečných prvků pomocí matematického modelu postupu řešení problému v rámci komerčního software FORGE, jenž se používá ve společnosti MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o. Jak naznačují uváděné příklady, možnosti uplatnění tohoto postupu jdou napříč všemi modely deformačních jevů při optimalizaci procesu tváření.

Klíčová slova: matematické modelování; numerické simulace; tvářecí procesy; optimalizace; kosé válcování; tažení drátů.

The article deals with examples of combinations of mathematical modeling and numerical simulations with the results successfully applied on real processes of metal forming. At these combinations a parametrization of a mesh of finite elements is realized, which is given by a mathematical model of a process of problem solution by means of FEM within the software FORGE used in the company MATERIAL AND METALLURGICAL RESEARCH, Ltd. As indicated by the given examples, possibilities of this method run across all models of deformation phenomena at metal forming processes with a goal of their optimization.

Key words: mathematical modeling; numerical simulations; metal forming processes; optimization; cross rolling proces; wire drawing.

Za účelem zvýšení důvěryhodnosti numerické simulace tvářecích procesů je nutno realizovat vazbu na matematický model procesu. Na pracovišti matematického modelování a numerických simulací společnosti MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o. (dále jen MMV) se podařilo zkoordinovat obě nedělitelné fáze modelování, tj. vytvoření modelu daného konkrétního procesu a podmínky využití softwaru FORGE pro zvýšení důvěryhodnosti numerických simulací tohoto procesu. To má mimo jiné tu výhodu, že výsledkem takového propojení je určení podmínek možné optimalizace tvářecích procesů. V článku je uvedeno stručné schéma postupu při matematickém modelování v jeho vazbě na podmínky numerické simulace. Jsou uvedeny některé dosažené výsledky při technologických aplikacích u válcování trubek a tažení drátu. Rovněž je poukázáno na metodu určení správné hustoty sítě konečných elementů, ať již jsou jimi myšleny elementy v rámci Metody konečných prvků (MKP) nebo konečné objemy či difference.

1. Schéma strategie matematického modelování

Pro matematické modelování je využíván software

Hierarchický matematický model HMM-TP-Complex (HMM-TP-Complex). Tento model je konstituován jako hierarchie parciálních diferenciálních rovnic (PDR), kde každá PDR bez vlastní grupy symetrie je reprezentovatelná funkcí, jenž je řešením PDR právě vyšší v dané hierarchii. Při tomto postupu dochází ke striktnímu obecnému rozlišování mezi procesem, dějem, jevem a tokem. Takto při studování skutečných technologických procesů, v našem případě zejména procesů tváření za tepla a s nimi souvisejících deformačních dějů, jsou k dispozici kritéria výběru počátečních a okrajových podmínek daného zvoleného pozorovaného tvářecího procesu (primární kritéria sběru dat). Uvedený postup modelování dává odpověď na to, co je relevantní nebo irrelevantní.

1.1 Grupy symetrie dané PDR

Nejprve se budeme zabývat otázkou tzv. grupy symetrie dané PDR, jež má reprezentovat daný problém. Grupa symetrie PDR je množinou všech operací (manipulací) které můžeme s PDR provést, aniž se její tvar změní. Jde vlastně o vyčlenění všech pohybů, které lze uskutečnit v rámci kalibrace studovaného procesu. Studují se přitom invarianty těchto grup. Jejich geometrie je podstatou určení dané kalibrace, resp. posloupnosti kalibrů geometricky korektního tvaru

během tváření. Tok částic tvářeného kovu (oceli) tvoří spojitý a v optimálním případě hladký tok vůči invariantům zmíněné grupy, a tedy v kalibrech, které mají řídicí funkci. Jde o funkci charakterizující daný systém tváření, jehož vlastností je to, co nazýváme tvářecí proces. Máme-li modelově určenou kalibraci, známe rámec, v němž můžeme uskutečňovat numerickou simulaci pomocí libovolného –softwaru MKP a nemusíme několikrát odhadovat rámec na základě posloupnosti předchozích výsledků numerických simulací. V důsledku toho dochází ke značné úspoře výpočetních hodin.

1.2 Určení hustoty sítě

Dalším krokem je správné určení hustoty sítě. Základním kritériem zde je to, že jakýkoliv element třeba z MKP musí být větší, nežli je nejrychlejší vlna, jež je v rámci řešení problému pomocí MKP aktivována. V systému HMM-TP-Complex je takovou vlnou vždy ta, jejíž vlnoplocha reprezentuje algoritmus řešení problému pomocí MKP. U každého systému MKP se liší jednotlivé výpočty pro jednotlivé problémy "poloměrem této vlnoplochy". Takto X různých problémů zvládnutelných pomocí např. FORGE má X poloměrů daných vlnoploch. Počet těchto poloměrů není zdaleka neomezený a vede přímo na určení optimální hustoty sítě. To je nesmírně důležité, neboť lze ukázat, že například výpočty při hrubé síti mohou dávat téměř nerozlišitelný výsledek od výpočtů v síti jemné. Při nastavení sítě střední hustoty může pak dojít k fenoménům, které s realitou nemají nic společného. Je tedy velice důležité nastavit síť s modelově korektní hustotou prvků. Stejně důležité je i určení správného poloměru vlnoploch. Při nevhodně zvoleném poloměru se výpočty v systému MKP zastaví a další výpočet je nemožný.

Výsledkem operací je nejen optimalizace kalibrace a toku kovu v kalibru, ale také zvýšení důvěryhodnosti numerické simulace. Pouhá redukce modelu za účelem realistické numerické simulace je nevhodná. Každá redukce až do vyšetření omezuje kalibrační variabilitu, či tzv. kalibrační potenciál tvářecího procesu [2].

2. Možné varianty řešení

Modelování: Matematický model leží ve zpětné vazbě systému. Je to tedy úplně první krok při řešení problémů. Dobrý matematický model umožňuje rozpoznat a následně studovat skutečně komplexní kvalitativní a kvantitativní vlastnosti systému nebo procesu. Velká pozornost se věnuje sestavování modelů pro systémy nebo procesy tváření tak, aby měly co nejrychlejší výstup do reality.

Simulace: Klíčová otázka důvěryhodné numerické simulace na základě matematického modelu je řešena metodou určení vhodné hustoty sítě konečných prvků při numerické simulaci aplikací softwaru FORGE. Tedy pro každý specifický problém tváření se na základě

matematického modelu vyřeší specifická hustota sítě tak, aby byly eliminovány různé výsledky pro různé sítě.

Optimalizace: Zúročujícím krokem je matematická optimalizace procesu/systému, která efektivně a daleko komplexněji nahrazuje běžný postup úpravy parametrů v systému pokus/omyl. Řešení matematického modelu vygeneruje čísla, která se expertním způsobem přiřadí charakteristikám procesu/systému a tyto se pak následně vyladí dle vztahů mezi vygenerovanými čísly.

Nesporný přínos spojení matematického modelování a numerické simulace je dokazatelnost korektnosti studovaných řešení dané problematiky. Již v roce 1929 dokázal Kurt Gödel [3] svou větu o úplnosti. Jejím důsledkem je, že každá bezesporná teorie má model. Říká se v ní zhruba to, že každá formule je dokazatelná v nějaké teorii, platí-li v každém jejím modelu. Matematický model je základem korektního přístupu k možnostem technologické optimalizace, protože mimo jiné dává možnost dokázat nebo vyvrátit to, co se nabízí jako optimální řešení.

2.1 Řešení problematiky tvářecích procesů s převažujícím využitím „Teorie grup“

U níže uvedených tvářecích procesů je pro jejich řešení hlavně využíváno nástroje „Teorie grup“.

Příklady řešených problematik :

- stanovení uspořádání válcovací tratě, tj. určit počet stolic, průměry válců a úběrové plány s cílem, aby tok kovu v tvářecím procesu byl optimální a maximálně využíval zásoby plasticity,
- zvolení správné strategie kování pro daný konečný tvar výrobku,
- navržení optimální geometrie tvaru průvlastku a počtu průvlastků s cílem minimalizace počtu přetrhů,
- zajištění optimálního vývoje struktury tvářeného kovu.

Všechny výše uvedené problematiky mají společná klíčová slova „uspořádání“ a „geometrie“, která nacházejí nejpřirozenější vzájemnou vazbu v matematických strukturách zvaných grupy. Jsou-li zde řešeny relevantní grupy, pak je také řešena jejich nejpřirozenější vlastnost, a tou je jejich vztah k symetrii rovnic popisujících reálné procesy.

2.2 Řešení problematiky tvářecích procesů s převažujícím využitím „Parciálních diferenciálních rovnic“

U níže uvedených tvářecích procesů jsou pro jejich řešení hlavně využívány „Parciální diferenciální rovnice“.

Příklady řešených problematik :

- zjištění vztahu mezi plynulostí toku kovu v kalibrech tvářecího systému a průběhem zátěže hlavních pohonů válcovacích stolic,
- navržení optimální kalibrace tvářecího procesu s cílem zajistit co nejrovnoměrnější průběh deformačních dějů pro daný typ oceli,
- stanovení rovnováhy mezi vývojem struktury tvářeného materiálu a jeho geometrickým tvarem, jako jedné z podmínek eliminace reziduálních pnutí a vad výkovků, resp. vývalků.

Všechny výše uvedené úlohy mají klíčová slova „rovnováha“ a „děj“. Jsou tedy zapotřebí evoluční rovnice, které tato dvě slova uvádějí do co nejpřirozenějšího vztahu v daném tvářecím problému. Cílem technologické inovace tvářecího procesu je zde najít způsob, jak se tento vztah zrcadlí právě ve zmíněných relevantních grupách. Nalezení takového způsobu a jeho přirozené technologické interpretace je základem prací v této oblasti.

2.3 Problematika vizualizace

Je zcela přirozeným požadavkem, že provozovatelé tvářecích technologií požadují před provozní aplikací optimalizovaného technologického postupu jako vizualizaci. Jedná se například o tyto případy:

- výsledky modelování a optimalizace v podobě dílenských výkresů,
- vizualizace procesů, které v praxi zůstávají pro provozovatele skryty, ale které mají bezprostřední příčinnou souvislost s tím, co mohou provozovatelé vidět při procesu tváření vývalků, výkovků nebo děrovaného polotovaru při výrobě trubek,
- zajištění maximální shody mezi vygenerovanými – vypočtenými číselnými hodnotami a numerickou simulací procesu pomocí MKP.

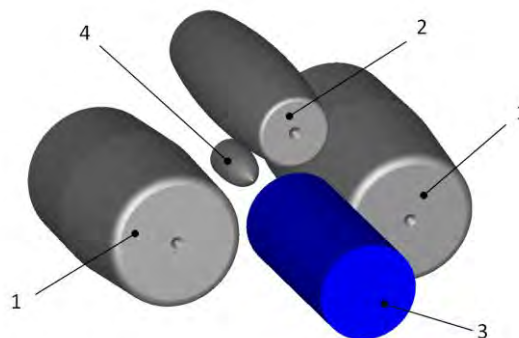
Klíčovými slovy jsou zde „přiraditelnost čísel“ a „tvar“. Modelová parametrizace sítě zajišťuje pro každý matematicky modelovatelný tvářecí proces numerickou shodu mezi MKP a geometriemi procesu vázanými na grupy. Tím se dosahuje maximální objektivitě možných numerických simulací.

3. Praktické ukázky modelování a simulace

3.1 Optimalizace tvaru trnu při děrování

Byla řešena problematika optimalizace toku materiálu při Mannesmannově způsobu děrování při výrobě bezešvých trubek. Technologickou sestavu soustavy tvářecích nástrojů a tvářeného materiálu znázorňuje obr. 1. Trn je modulární ve vztahu ke specifickému tvaru opěrného válce. To znamená, že dva pracovní válce jsou vůči děrovacímu trnu geometricky kongruentní, tzn. "v souladu". Pro řešení této problematiky byl využit poměrně rozsáhlý matematický model, v němž byla

nalezena řešení pro některé originální tvary děrovacího trnu.



Obr. 1 Sestava pracovních nástrojů při Mannesmannově způsobu děrování, 1 - pracovní válec, 2 - opěrný válec, 3 - děrovací trn, 4 - děrovaný materiál

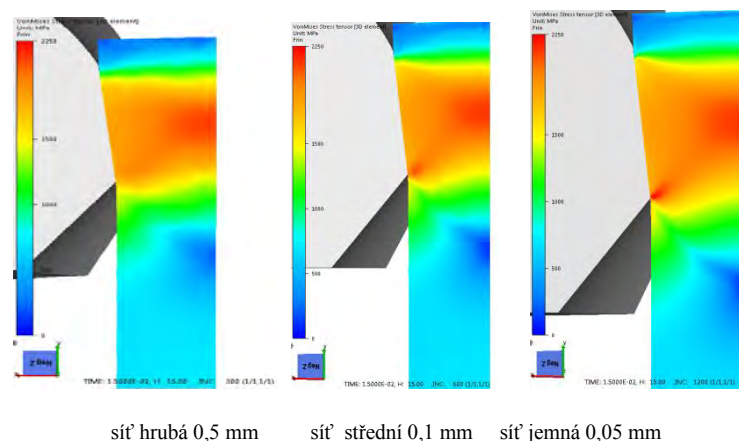
Fig. 1 Set of working tools At Mannesmann type of piercing, 1 – working roll, 2 – backup roll, 3 – piercing plug, 4 – pierced material

Jako zajímavost je možno uvést, že modulární tvar trnu byl řešen pomocí tzv. Navier-Stokesových rovnic proudění metodou variace koeficientů viskozity. Toto souvisí se skutečností, že tvar trnu je obecně pomocí sítí neřešitelný, a to speciálně ani metodami konečných prvků, jak již je poukázáno např. v [1].

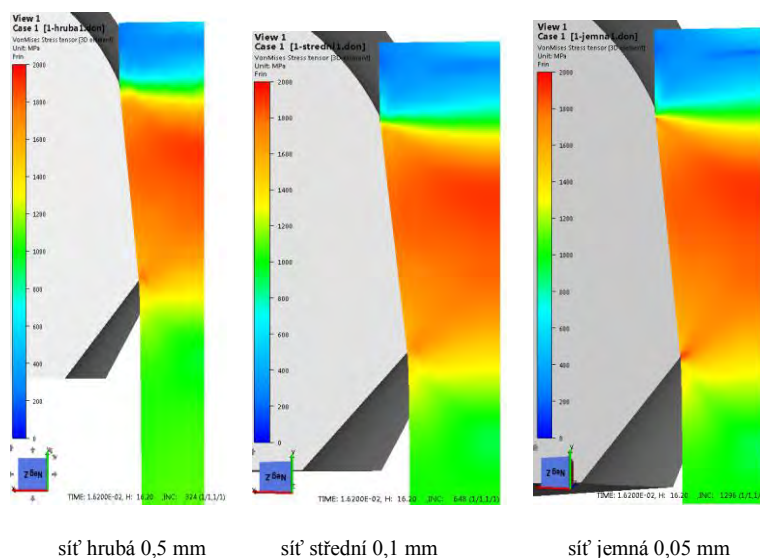
3.2 Optimalizace tvaru průvlaku při tažení drátu za studena

Tento problém byl vyřešen matematicky pomocí tzv. fundamentální grupy uzlu. Když se tažený drát příliš zpevňuje, je distribuce napětí v objemu kovu silně anizotropní a dochází po průchodu materiálu průvlakem k deformaci jeho přímkovitého tvaru, je-li k tomu na výstupní straně tažné stolice prostor. Plynulost toku kovu s charakteristickým translačním pohybem je zde klíčové slovo. Tok kovu po provedené optimalizaci v průvlacích bude rovnoměrnější. Optimalizace byla provedena pro tažení drátu z nízkouhlíkové, mangan-křemíkové oceli (0,08 % C, 1,6 % Mn, 1 % Si) ze vstupního průměru 5,5 mm na průměr 1,0 mm ve čtrnácti průvlacích drátotahu. Zde byla navržena konstrukce s geometricky fundovanými úběrovými úhly a snížen počet průvlaků ze stávajících 14 na 12. Výsledek aplikovaného řešení bylo podstatné zkrácení provozního záběhu průvlaků v rámci tažení, čímž došlo ke snížení počtu přetrhů.

Z obr. 2 a 3 je patrné, že pro průkaznost navrženého řešení bylo použito kombinace matematicky získaného tvaru průvlaku s aplikací numerické simulace. Z numerické simulace bez aplikace matematického modelu (obr. 2) je zřejmé, že při různých hustotách sítě dochází k efektu lineárního nárůstu významu kritického místa na výstupu. V případě aplikace matematického modelu (obr. 3) je zřejmá citlivost na hustotu sítě, což potvrzuje, že tento postup je správný.



Obr.2 Numerická simulace tažení drátu – Von Mises efekt, napětí (neupraveno dle matematického modelu)
Fig. 2 Numerical simulation of wire drawing – Von Mises effective pressure (not corrected according to a mathematical model)



Obr. 3 Numerická simulace tažení drátu – Von Mises efekt, napětí (upraveno dle matematického modelu)
Fig. 3 Numerical simulation of wire drawing – Von Mises effective pressure (corrected according to a mathematical model)

Z uvedeného postupu řešení optimalizace tažení drátu je zřejmý efekt nelineárního nárůstu významu kritického místa v případě použití matematického modelu (obr.3), kdy hrubá a jemná síť koincidují – jsou ve shodě, zatímco u střední sítě je efekt peaku na výstupu potlačen. To je právě jeden z viditelných účinků vlivu volby vhodné hustoty sítě na pozorované jevy při numerické simulaci. Tento jev je korigován pomocí matematického modelu, který mapuje postup výpočtu metodou MKP a následně určuje správnou volbu hustoty sítě.

Závěr

Cílem tohoto článku bylo poukázat na možnosti maximální kompatibility metod numerických simulací tvářecích procesů a dat vystupujících z jejich matematických modelů v rámci HMM-TP-Complex, jež mohou být nasazena jako konfigurační vstup pro důvěryhodné numerické simulace. Tento postup

optimalizace je možno využít **napříč všemi tvářecími procesy v kalibrech**. V článku bylo poukázáno na důvěryhodnost numerické simulace, která začíná stanovením kritérií pro relevanci jejich využití pro daný tvářecí proces. Byl uveden příklad jejího selhávání pro simulaci procesu děrování při výrobě trubek a procesu tažení drátu. Dá se konstatovat, že čím méně rotačních pohybů se na procesu tváření podílí, tím více roste relevance využití metod konečných prvků. Dalším kritériem je správná volba hustoty sítě, neboť v některých oblastech se i výpočtově výhodná síť projeví jako zdroj neexistujících fyzikálních jevů. Tvářecí proces optimalizovaný prostřednictvím vhodné hustoty sítě je pak vhodný i pro průmyslovou aplikaci.

Vysoká úroveň výsledků matematického modelování a numerické simulace pro optimalizaci tvářecích procesů ve společnosti MMV je dána nejen použitím modelového systému HMM-TP-Complex, ale také využitím modelové parametrizace sítě konečných prvků

pro korektní numerickou simulaci procesu. Optimalizované technologie tvářecích procesů byly úspěšně aplikovány v průmyslové praxi, např. při planetovém válcování trubek, Mannesmannově procesu děrování a tažení drátu.

Tato práce vznikla při řešení projektu č. LO1203 "Regionální materiálově technologické výzkumné centrum - program udržitelnosti" financovaného Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky.

Literatura

- [1] DVORKIN, N. et al: On the modeling of complex 3D bulk metal forming processes via the pseudo-concentrations technique. Application to the simulation of the Mannesmann piercing process. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, Vol. 65, Issue 7, 2006, pp. 1113-1144
- [2] PERNA, T.: On the Calibration Potential of the Working Rolls of Mannesmann Piercing Mill. *Mathematical Theory and Modeling*, Vol. 3, 2013, No. 14
- [3] Gödelova věta o neúplnosti, Gödelova věta o úplnosti predikátové logiky. Dostupné na [http://cs.wikipedia.org/wiki/Godelovy_vety]

Otevřený dopis 60 šéfů evropského ocelářského průmyslu na zasedání nejvyšších představitelů EU

Frankfurter Allgemeine

6. 10. 2014

Dopis požaduje po summitu EU stanovení jasných pravidel pro evropskou klimatickou a environmentální politiku a řešení pro těžký průmysl, aby ten mohl garantovat pracovní místa a příjmy a vyrábět progresivní produkty. Nebudou-li přijata efektivní opatření, bude obchod s povolenkami emisí v letech 2020 – 2030 stát evropský ocelářský průmysl 70 – 100 mld. €. Účinnost většiny opatření chránící průmysl v roce 2020 vyprší.

Mimořádné vlastnosti oceli umožňují obzvlášť velké rozměry

www.blechnet.com

29. 9. 2014

Pro stavbu těžkotonážních offshore jeřábů MTC 78000 použil Liebherr vysokovýkonné oceli od Dillinger Hütte s mimořádnými vlastnostmi. Zakládací loď pracují bez přerušení několik měsíců na moři při výstavbě, přestavbě nebo likvidaci mořských plošin, pokládají kilometry potrubí nebo montují větrné elektrárny. Sesterské lodě Goliáš a Sampson o délce 180 m, šířce 32 m a hrubé tonáži 25 812 BRZ patří k největším plavidlům tohoto typu na světě. Na palubě mají k dispozici tři jeřáby – jeřáb pro těžká břemena Liebherr s maximální nosností 2 000 t a dva menší jeřáby pro břemena o hmotnosti 100 t a 70 t. Jeřáb pro těžká břemena má vyložení 35 m pro maximální zátěž. Při vyložení 74 m může ještě zdvihnout břemeno o hmotnosti až 530 t a při maximálním vyložení 87 m až 500 tun. Tento jeřáb je i přes svoji velikost konstruován s konvenčními valivými ložisky. Ložiska mají průměr 9 m. Ocel pro jeřáby dodala firma Dillinger Hütte v celkovém množství 1 400 t, z toho 1 200 t vysokopevnostních tlustých plechů s minimální mezí kluzu 690 MPa. Plechy byly pro docílení dokonalé rovnoměrnosti deformace válcovány při tlaku válců 11 000 t a poté byly zušlechťeny.

Největší exportér koksovatelného uhlí škrtá 700 pracovních míst

Stahl Aktuell

24. 9. 2014

Několik největších těžebních podniků v Austrálii intenzifikují škrtání pracovních míst z důvodu obtížné situace na trhu. Tak například BHP Billiton přistupuje k redukci pracovních míst o 700 v australském státě Queensland. Rovněž jeden z největších, na australské burze kotovaných těžařů New Hope Corp. oznámil snižování stavu zaměstnanců. Ceny koksovatelného uhlí jsou na nejnižší hodnotě za posledních sedm let. Jen v roce r. 2014 klesly ceny více než o 20 %. Provozovatel největšího australského přístavu Newcastle, odkud se exportuje nejvíce uhlí, ohlásil snížení počtu zaměstnanců o 32.

Control of Voltage and Reactive Power of Dispersion Sources in HV Network

Regulace napětí a jalového výkonu u disperzních zdrojů v soustavě VN

Ing. Silvie Brožová, Ph.D.¹, Ing. Ivan Šperlín¹, prof. Ing. Jaromír Drápala, CSc.¹

¹VŠB-Technical University of Ostrava, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, Department of Non-ferrous Metals, Refining and Recycling, Regional Materials Science and Technology Centre 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Czech Republic

The article is paying attention to the control of reactive power with sources of electric power operated in parallel to the distribution network on the HV level from the point of view of distribution network operator. From the technical point of view it is a matter of reactive power use of sources operated in the network with regard to the energy quality, economic efficiency and safe operation of network. Legally it is necessary to ensure that the interests of the distribution network operator during operation conform to the interests power of the power generation operator when the source is operated in parallel to the distribution network.

Key words: active power; reactive power; wind turbines; grid; energy distribution.

Článek se věnuje možnostem regulace jalového výkonu u zdrojů el. energie provozovaných paralelně s distribuční soustavou na hladině VN z pohledu provozovatele distribuční soustavy. Z technického hlediska jde o využití jalového výkonu provozovaných zdrojů v soustavě s ohledem na kvalitu energie, hospodárnost a bezpečný provoz soustavy. Z právního hlediska je nutný soulad zájmů provozovatele distribuční soustavy při provozu soustavy a provozovatele výroby při paralelním provozu zdroje s distribuční soustavou.

Přenos jalového výkonu v síti způsobuje změny napětí. Vlastní regulace je realizována změnou hodnoty jalového výkonu v závislosti na skutečné a požadované hodnotě napětí v měřeném bodě soustavy. Množství regulovaných prvků je různé. Do regulace mohou být zapojeny jen generátory výroby, ale i další prvky v uzlu soustavy jako tlumivky, kompenzátory a transformátory. Záleží na požadavcích provozovatele distribuční soustavy, velikosti a tvrdosti regulovaného uzlu a požadovaném rozsahu regulace.

Zajímavé možnosti pro regulaci jalového výkonu se objevují v instalacích kogeneračních jednotek například v bioplynových stanicích se soustrojím spalovací motor - synchronní stroj. Připravují se instalace soustrojí synchronní stroj s parní turbínou v teplárnách či spalovnách.

Využití regulace napětí v síti VN se nabízí jako potenciál pro efektivní eliminaci vlivu disperzních OZE s výrobou činného výkonu závislou na povětrnostních a slunečních podmínkách.

Výsledkem regulace napětí s využitím disperzních zdrojů je stabilizace napětí v soustavě a přináší výhodu pro DS a konečného spotřebitele. Nabízí se otázka, zda využití regulační rezervy při regulaci jalového výkonu bude možné považovat za placenou službu výrobců.

Klíčová slova: činný výkon; jalový výkon; větrné turbíny; rozvodné sítě; distribuce energie.

The article pays attention to the control of reactive power with sources of electric power operated in parallel to the distribution network on the HV level from the point of view of distribution network operator. From the technical point of view it is a matter of reactive power use of sources operated in the network with regard to the energy quality, economic efficiency and safe operation of network. Legally it is necessary to ensure that the interests of distribution network operator during operation conform to the interests of the power generation operator when the source is operated in parallel to the distribution network.

Transmission of reactive power in the network causes changes of voltage. If we want to influence the change of voltage, we have to regulate transmission of reactive

power from one part of the network to another one. It is then necessary to control the needed reactive power right in the place of consumption or production of electricity.

Actual control is realized by the change of reactive power depending on real and required values of voltage at the measured point of the network. The amount of the controlled elements varies. Not only generators of power generation can be involved in this control, but also other elements in the network node, such as chokes, compensators and transformers. It depends on the requirements of the distribution network operator on the size and hardness of the regulated node and required extent of the control.

In connection with the Energetic Law and the Law on Subvention of the Production from Renewable Power Sources a great number of dispersion sources were connected to the distribution network. Originally the operated sources are completed in this way with the installations of new sources penetrating all over the area of the Czech Republic with various parameters for use of reactive power, which can be employed for voltage control. It depends on distribution network operator, local conditions and legislation, whether it is possible to include these sources of control power in the system of the voltage control.

Photovoltaic sources with inverters are used relatively only in small extent for control of reactive power. Prevailing majority of installations are roof structures with a low installed power. They are not equipped for control of reactive power. Big photovoltaic sources are not currently supported and other ones will not be constructed at present. For the investment reasons inverters are not usually equipped with control of reactive power. Photovoltaic manufacturing plants usually work in specified mode on constant $\cos \varphi$ in the range of 0.95 – 1 with Q take off.

Small water power stations use habitually installation of asynchronous machines without a possibility to control a reactive power, however with a static power factor correction.

Interesting possibilities for regulation of reactive power occur in installations of combined units, for example in biogas stations with units consisting of combustion engine – synchronous machine. Installations of units consisting of synchronous machine with steam turbine in heat stations or incineration plants are prepared.

Control of reactive power can be used with wind power stations set up with a synchronous machine or an asynchronous machine with a rotor winding.

1. Options of reactive power control in distribution network

During supply of active power PDS can use for HV networks on the basis of PPDS Attachment No. 4 several fundamental options to control reactive power. Reactive power can be entered as a fixed value or remote-adjustable required value, which can be formulated in the contract on connection as follows:

- Fixed value of the entered power factor $\cos \varphi$ – the most frequent option for $\cos \varphi$ specified from the side of PDS. Reactive power value and subsequently the voltage refer to the current value of an active power without network need.
- The value of power factor $\cos \varphi = f(P)$ – control option on the constant power factor in

the more extended range as per current active power. This option is not used by PDS.

- Entered value of reactive power Q – maintaining the value of reactive power in the scope of limitation by PQ diagram.
- Entered value of voltage U - maintaining the value of voltage in the scope of limitation by PQ diagram in the selected place.

The time after which a new working point of reactive power exchange shall be reached after a new entering is 1 minute at the most when the required value is entered as an on-line remote option.

2. Realization of the voltage and reactive power control in the distribution network

When it is necessary to control voltage in DS, it is necessary to use a principle of the closed loop control with degeneration. On the basis of determined control deviation between the required and controlled condition the controller adjusts the working value so that the control deviation is diminished or eliminated. The goal of the control is to reach an equation between the controlled and required value. The deviation can be caused by a failure or by change of the required value.

During voltage control the difference between the required and actual voltage in the network node is defined by: $e = w - y$. The controller calculates the needed change of the reactive power value on the basis of established difference, and submits it to the generator uR. The result is the same value of the required and actual voltage in the node and/or reduction of the difference between the required and actual voltage value: $y \rightarrow w$ and/or $e \rightarrow 0$. Then in an ideal case $y = w$ and/or $e = 0$.

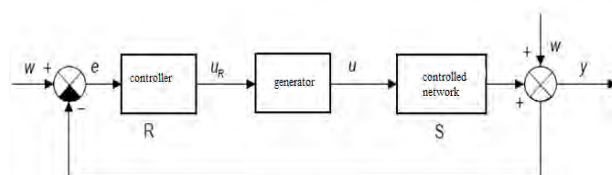


Fig. 1 Controller block diagram
w – required value – required value U
y – controlled condition – value U measured in the pilot node
e – control deviation – $e = w - y$
u – active value – change of supply of active member Q – f.e. controller
v – disturbance variable – changes of U value
R – controller – voltage control
S – controlled network – pilot node DS 22 kV

Obr. 1 Blokové schéma regulátoru
w – žádaná veličina - požadovaná hodnota U
y – regulovaná veličina - hodnota U měřená v pilotním uzlu
e – regulační odchylka - $e = w - y$
u – akční veličina - změna dodávky Q akčního členu - např. generátoru
v - poruchová veličina - změny hodnoty U
R - regulátor - regulace napětí.
S - regulovaná soustava - pilotní uzel DS 22kV

3. Realization of voltage control

In case of realization of voltage control on the HV level, parameters for the pilot node are determined by the point of connection of the power generation to the DS and by corresponding requirements to the voltage value from the PDS side. Between the PDS dispatching centre and producer a communication channel is established for submitting the required voltage value in the node. Voltage controller is a part of the power generation. The controller continuously evaluates the actual control deviation of voltage, calculates the total change of the needed reactive power to eliminate deviation, and performs a distribution of the requirement to the controller of generator exciting according to the control margin of the reactive power. Exciting influence changes of the size and/or the character of the reactive power. This change is entered through the transformer back to the network in the connection point.

Any generator type can be connected to the control network. The necessary condition is to provide remote control of generator reactive power and to define algorithm of regulatory characteristics.

4. Wind power plants and possibilities of reactive power control

In the Czech Republic Enercon, Vestas and Siemens representatives have the greatest representation of the realized installations in the technology of air turbines. All types of air turbines use generators with the possibility of operation in overexcited, as well as in under-excited state, and they are suitable for reactive power control.

Wind turbine manufacturers have in their offer equipment for reactive power control with communication in SCADA systems.

Enercon air turbine E-82 E2/2300kW

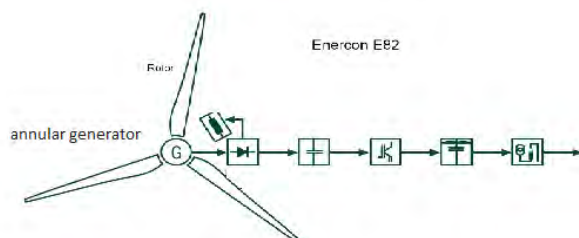


Fig. 2 Enercon - connection diagram
Obr. 2 Enercon-schéma zapojení

The fundamental part of the Enercon air turbine is a 3-phase synchronous generator connected directly to the turbine rotor without gearbox. The generator is low-

speed multipolar annular generator without direct connection to the network. Output voltage and generator frequency change together with the speed of the rotor rotation. Values of the voltage and generator frequency are programmed through the DC connector with rectifier, filter capacitor and inverter to achieve the required values in the distribution network. This machine type provides minimal negative influences on the network.

Generator parameters: rated power P_n 2.3MW, S_n - 2.3MVA, frequency of 50Hz, generator voltage U_n - 400V, rated current I_n - 3320 A, Maximum value of reactive power Q_{max} - 980k kVAr supply/take off.

When reactive power is supplied into the network the generator behaviour corresponds to a synchronous machine in overexcited state. When reactive power is taken off the network the generator behaviour corresponds to a synchronous machine in under-excited state.

Control of voltage and reactive power of the Enercon air turbine

Phase angle of air turbines is controlled as a function of actual voltage characteristics suitable for the particular network node during the voltage control.

The voltage in the power supplying point is increased or decreased in this way in dependence on the machine operational characteristic.

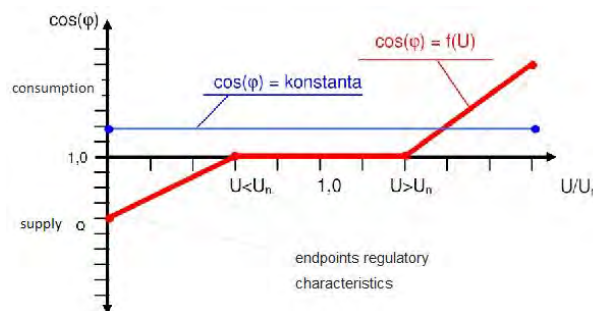


Fig. 3 Enercon - control curve
Obr. 3 Enercon - Regulační křivka

Comparison of constant power factor control and voltage control

We can see in the following diagram the voltage overlap where the change of voltage does not raise the requirement to the change of reactive power - $\cos \phi = 1$. Beyond the overlaps the phase angle changes in defined dependence on supply voltage.

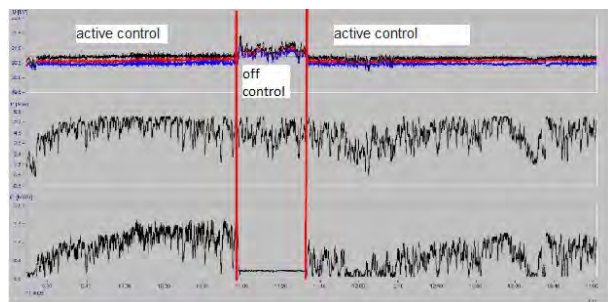


Fig. 4 Voltage ratios in the network during voltage control
Obr. 4 Napěťové poměry v síti při regulaci na napětí.

In the central part the influence of reactive power on the resulting voltage in the network is obvious. The voltage course in the network is well-balanced with nearly constant course during the active control. When the control is switched off with a constant value of $\cos \varphi$, the voltage course is influenced by the change of supplemented active power depending on wind conditions.

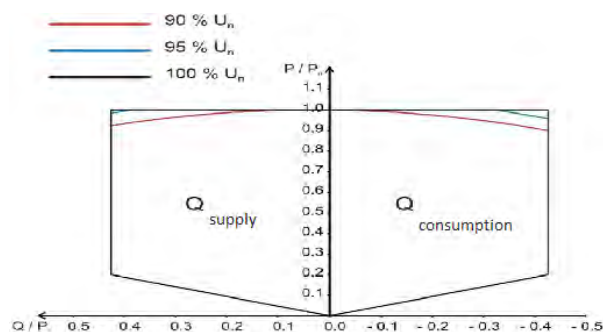


Fig. 5 Enercon – PQ characteristics
Obr.5 Enercon – PQ charakteristika

If limit value of apparent power S_{max} is reached and in consequence of good wind conditions it is possible to increase the active power, phase angle φ is reduced and reactive power value is limited.

Control using the maximum of apparent power S_{max} brings to the plant operator an optimum use of wind conditions without limitation of production of an active power.

Consequently it means that when the maximum of the active power is reached, the margin of the reactive power is decreased, as well as possibilities for the voltage control. It is the fact, which must be taken into account during voltage control.

5. Vestas air turbine V90 – 2.0 MW

The fundamental part of the Vestas air turbine is a 3-phase asynchronous generator connected directly to the turbine rotor through the gearbox. Asynchronous generator is designed with the slip-ring armature. Stator is connected to the network through the transformer. To limit current surges a switching of the Y-D winding is used. The rotor is star-connected and it is powered

through the rings from the frequency converter. The automatic system provides an optimum supply of the current and voltage to the rotor for the purpose of an optimum production of the active power during all kinds of wind conditions.

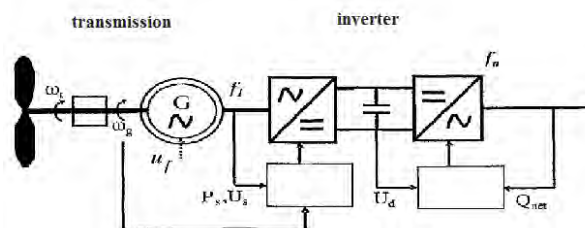


Fig. 6 Vestas – connection diagram
Obr.6 Vestas – schéma zapojení

Mechanical structure: Rotor with the diameter of 90 mm, 3 blades of the length of 44 m from epoxy resin reinforced with fiberglass. Blades are clamped to the cast-iron hub. The main shaft is forged from CrMo4 steel and it is located in the bearing made of cast iron. The torque is transferred from the rotor to the generator through the gearbox with two-level spur planetary gearing with gear ratio 1:112.8 with a flexible composite clutch on the high speed shaft.

Generator parameters: Rated power of P_n 2.0MW, S_n – 2.08MVA, frequency of 50 Hz, generator voltage U_n – 690V, converter voltage U 480 V, number of poles – 4, maximum speed n_{max} – 2900 rev./min, $\cos \varphi$ 0.96 ind – 0.98 cap.

Transformer parameters: S_n – 2100 kVA, conversion of 690/22000 V, connection Dyn5, short circuit-voltage u_k – 7.8 %.

Control of Vestas turbine reactive power

Rotor current can be set with regard to the frequency and amplitude. It is possible to choose a required value of the reactive power with needed $\cos \varphi$ and therefore there no compensation of reactive power through condensers is needed. Rotor current influences reactive power character. Increase of the rotor current leads to the supply of reactive power – generator works with the capacitive character. Decrease of rotor current leads to the take-off reactive power – inductive character.

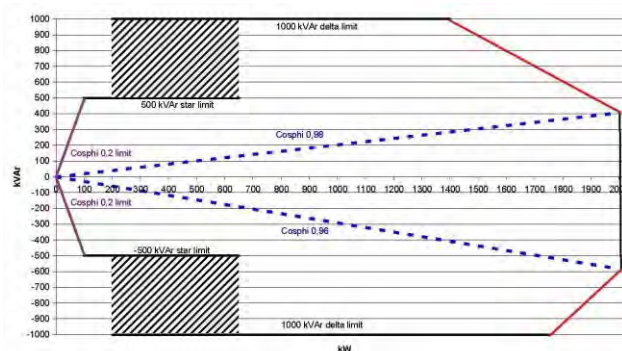


Fig. 7 Vestas – PQ Operational diagram
Obr. 7 Vestas – PQ provozní diagram

- Control with the constant $\cos \varphi$ - $\cos \varphi$ value can be set in the range of 0.98 capacitive – 0.96 inductive at 100 % of the active power. It is also possible to select another $\cos \varphi$ range, but with a limitation of an active power.
- Control with constant reactive power - in the operating mode with the constant reactive power the generator supplies or takes off reactive power up to the amount of 1000 KVAR when it is delta-connected, but it is true that it is reduced in the area when the rated power is reached (red line). When the generator is star-connected, the maximum reactive power is limited to 500 kVAR. Even with this generator decrease of the reactive power margin occurs when the maximum of the active power is reached and it results in reduction of possibilities for voltage control.
- $\cos \varphi$ control conducted by voltage - $\cos \varphi$ value is linearly decreased to the determined lower value from the certain adjustable percentage overvoltage/under-voltage (for example 2 %) or up to the certain final overvoltage/under-voltage value (for example 6 %)

Advantages of the voltage control

Voltage control currently evaluates voltage state in the network and it makes it possible to use possibilities of control reactive power of the working generator to optimize reactive power flow, and in this way also to stabilize the voltage ratios in the network.

Generation plant working in voltage control supplies currently needed amount of the reactive power into the network according to the its possibilities, it means the amount, which the network currently needs and which does not limit production of the active power.

Control automatically responds to the voltage changes in the network caused by the changes in the network operation, for example changes of take offs, power line failures, power line balancing and changes on transformers' branches.

Resulting voltage stabilization in the network increases the quality of electricity supply to the final customer.

By limitation of reactive power flow from other network parts it is possible to reduce losses in the network.

Voltage control makes it possible to limit the number of control interventions on transformers' branches of 110 kV/vn.

Conclusions

Use of voltage control in HV network offers a potential for effective elimination of dispersive OZE influence with production of the active power depending on weather conditions.

Together with the possibilities for stabilization of U changes in the network, new topics and questions are arising from the perspective of dispatching management, the necessary investment into the required technology, and of course, support of the legislation.

The possibility exists to take control of the voltage and reactive power into Smart Grids networks.

Equipment of generation plant has to be rated according to the transfer of the needed reactive power regarding to possible losses inside the producer's equipment. Costs are covered by the producer.

Result of voltage control using dispersion sources is voltage stabilization in the network and it brings an advantage for PDS and particular consumer. The question is, whether the use of control margin during reactive power control can be considered as a producer's paid service.

Acknowledgements

This work was solved with the technical support of the Project No. LO1203 "Regional Materials Science and Technology Centre - Feasibility Program" funded by Ministry of Education, Youth and Sports of the Czech Republic and the project SP2014/97 New technological processes of material recycling and their energetic use from the point of view of environmental burden

Literature

- [1] PUSTĚJOVSKÁ, P., BILÍK, J., JURSOVÁ, S., BROŽOVÁ, S.: Utilization of Coal Bed Methane as an Alternative Fuel for Processes of Direct Iron reduction and Smelting Reduction with the Respect to the Environment. In. *SGEM 2012*, Conference Proceedings, June 17-23, 2012, Vol. 5, pp. 1029-1036 ISSN 1314-2704, DOI: 10.5593/sgem2012/s20.v5139
- [2] JURSOVÁ, S., INGALDI, M.: Porównanie bilansów energetycznych różnych kolektorów słonecznych. In. *Konferencja Rynek Gazu*, 19-21 czerwca 2013, Kazimierz Dolny, Wyd. Kaprint, Lublin 2013, s. 150-155
- [3] OLSZOWIEC, P.: Badanie napięcia ratunkiem dla systemów elektroenergetycznych? Sposób na blackout. *Energia Gigawat*, 2009, No. 11, pp. 11-13
- [4] PIVKO, M., JURSOVÁ, S., TURIK, J., WRZECIONKO, J.: Economic and energetic balances of solar facilities in the Czech Republic. In. *12th International Multidisciplinary Scientific GeoConference*, SGEM 2012 Conference Proceedings. Albena, Bulgaria, June 17-23, 2012, Vol. 4, pp. 477-484, ISSN 1314-2704, DOI: 10.5593/sgem2012/s18.v4003
- [5] http://www.vestas.com/en/products_and_services/turbines/v90-2_0_mw (lipiec 2014) Urząd Regulacji Energetyki, Departament Przedsiębiorstw Energetycznych: PAKIET INFORMACYJNY (OZE). Załącznik 4. Przykłady (wybrane) uproszczonych schematów blokowych różnych rozwiązań wytwarzania energii elektrycznej w odnawialnych źródłach energii. Warszawa 2010
- [6] PUSTĚJOVSKÁ P., BROŽOVÁ S., JURSOVÁ, S.: Environmental Benefits of Coke Consumption Decrease. In. *19th International Conference on Metallurgy and Materials Metal 2010*, Rožnov pod Radhoštěm, 18. – 20. 5. 2010, Tanger, spol. s r. o., Ostrava, s. 79-83, ISBN 978-80-87294-17-8
- [7] KONSTANCIK, A., BROŽOVÁ, S., PUSTĚJOVSKÁ, P.: Wykorzystanie alternatywnych źródeł energii w Polsce i

- Republique Czeskiej. *Rynek Energii*, Vol. 107, Issue 4, 2013, pp. 33-36.
- [8] INGALDI, M., JURSOVÁ, S.: Wykorzystanie metody servqual do badania satysfakcji klientów punktu obsługi indywidualnego klienta dystrybucji gazu. *Rynek Energii*, Vol. 107, Issue 4, 2013, pp. 43-47. ISSN 14255960
- [9] PUSTĚJOVSKÁ, P., JURSOVÁ, S., BROŽOVÁ, S., SOUŠEK, J.: Effect of Waste and Alternative Fuels on Blast-Furnace Operation. *Metallurgist*, Vol. 56, 2013, No. 11-12, pp. 908-911. ISSN 0026-0894
- [10] BILÍK, J., PUSTĚJOVSKÁ, P., BROŽOVÁ, S., JURSOVÁ, S.: Efficiency of Hydrogen Utilization in Reduction Processes in Ferrous Metallurgy. *Scientia Iranica*, Vol. 20, Issue 2, 2013, pp. 337-342. ISSN1026-3098, DOI: 10.1016/j.scient.2012.12.028
- [11] PUSTĚJOVSKÁ, P., JURSOVÁ, S., BROŽOVÁ, S.: Determination of Kinetic Constants from Tests of Reducibility and their Application for Modelling in Metallurgy. *Journal of the Chemical Society of Pakistan*, Vol. 35, Issue 3, June 2013, pp. 565-569. ISSN 0253-5106

Těžké umění lehkých konstrukcí

Welt am Sonntag

28. 9. 2014

Chemický koncern 3M z Neussu a ThyssenKrupp z Essenu vyvíjejí nové druhy materiálů a konstrukčních dílů pro automobily budoucnosti. V aplikačním centru 3M v Neussu lepí průmyslový robot s pomocí nového druhu lepicí pásky nové těsnění do automobilových dveří. Těsnění je až o 50 % lehčí než doposud používaná těsnění, která musí být s kovovou vnitřní částí do vedení vlepena a vkládána ručně. Současně je tato nová technologie na zakázku zainteresovaných autokoncepčních testována na délku životnosti. Až 100 000krát nechává 3M na malých rohových modulech simulovat, jak se dveře včetně vlepeného těsnění budou chovat v trvalém provozu. V pozadí tohoto vývoje u 3M stojí mezinárodně stoupající tlak na automobilový průmysl snižovat z důvodu ochrany životního prostředí hmotnost vozidel. Evropský parlament schválil v únoru 2014 nové nařízení, podle kterého od roku 2020 musí 95 % všech nových osobních vozidel produkovat klimaticky škodlivý CO₂ v měrném množství max. 95 g/km. Dnes ještě platí cílová hodnota 135 g/km. Již dnes má každá automobilka vlastní oddělení, které se ničím jiným nezabývá, než možnostmi snižování hmotnosti svých vozidel. U koncernu 3M se předpokládá dvojčíferný růst výroby pro automobilový průmysl, a proto se mohutně investuje do problematiky lehkých konstrukcí.

To se samozřejmě moc nelíbí výrobcům oceli, jako je ThyssenKrupp, u něhož směrem do automobilového průmyslu směřuje čtvrtina obrátu, což je 10 mld. €. Aby nezaspal v tomto důležitém směru vývoje, založil ThyssenKrupp výzkumný projekt „InCar plus“, aby dostal ocel do hry o budoucnost jako třetí materiál vedle hliníku a plastu vyztuženého karbonovými vlákny právě pro snižování hmotnosti. Výsledkem je např. hybridní materiál „Litecor“, druh sendvičového výrobku. Dalším takovým materiálem je „Tribond“, kompozitní materiál vyrobený z různých jakostí oceli. Takových materiálů je celá řada, a 1.900 mm. některé ještě nemusí ani hned dnes najít uplatnění.

Bramové kontilité v Argentině

Stahl Aktuell

29. 9. 2014

Argentinská ocelárna Ternium Siderar uvedla do provozu vysoce výkonnou linku plynulého odlévání bram v lokalitě San Nicolás, postavenou německým dodavatelem SMS Siemag. S novým zařízením může jihoamerický podnik plně využít kapacitu předřazené ocelárny a zvýšit výrobní kapacity pro nízko- až středně legované oceli a peritektické slitiny. Zařízení je dimenzováno na lící rychlost 2,15 m·min⁻¹, což znamená výrobní kapacitu 2,5 mil. t/r. Vyrábět se zde mohou bramy o tloušťce 200 a 250 mm se šířkami mezi 750

Rychlé přístrojové měření kvality v automobilním průmyslu

www.ingenieur.de

4. 10. 2014

Vědci z Fraunhofer-Institut v Duisburgu vyvinuli emisní spektrometr, se kterým může automobilový průmysl posuzovat kvalitu oceli spolehlivěji než dosud. Zatímco doposud se zkušební technici museli vláčet s přístroji o velikosti pračky, je nový spektrometr velký jen jako mikrovlnná trouba. Ústředním bodem vývoje je nový senzor, který při měření látek spojuje dva dosud oddělené běžící kroky. Ve srovnání s dosavadními senzory má tento nový senzor až 100krát větší vyhodnocovací rychlost.

hutní výroba v ČR a SR

Meziroční porovnání měsíčních a postupných hutních výrob roku 2014 a 2013

	Výroba *)			Výroba	Index	Výroba	Index	Výroba	Index
	září	říjen	leden-říjen	září		říjen		leden-říjen	
	2014	2014	2014	2013	2014/13	2013	2014/13	2013	2014/13
	tis.t			tis.t	%	tis.t	%	tis.t	%
KOKS									
CELKEM	273,48	287,80	2844,82	271,89	100,59	287,67	100,05	2793,58	101,83
z toho (HŽ) ČR	149,02	155,23	1537,42	149,16	99,91	155,26	99,98	1510,12	101,81
(HŽ) SR	124,46	132,57	1307,40	122,73	101,41	132,41	100,12	1283,46	101,87
AGLOMERÁT									
CELKEM	737,94	749,62	7974,01	754,65	97,79	664,73	112,77	7105,69	112,22
z toho ČR	424,04	431,92	4786,41	494,20	85,80	441,43	97,84	4667,34	102,55
SR	313,90	317,70	3187,60	260,45	120,52	223,30	142,27	2438,35	130,73
SUROVÉ ŽELEZO									
CELKEM	580,21	681,87	6591,86	656,11	88,43	637,68	106,93	6364,33	103,58
z toho ČR	295,51	324,15	3445,90	329,28	89,74	305,63	106,06	3365,51	102,39
SR	284,71	357,72	3145,96	326,83	87,11	332,05	107,73	2998,82	104,91
SUROVÁ OCEL									
CELKEM	747,80	865,03	8306,68	784,92	95,27	791,29	109,32	8057,43	103,09
z toho ČR	390,29	425,67	4440,45	410,89	94,99	399,69	106,50	4323,25	102,71
SR	357,51	439,36	3866,23	374,04	95,58	391,60	112,20	3734,18	103,54
KONTISLITKY									
CELKEM	709,70	828,41	7923,50	740,40	95,85	756,46	109,51	7657,55	103,47
z toho ČR	353,12	389,99	4066,57	367,33	96,13	365,83	106,60	3933,07	103,39
SR	356,58	438,43	3856,93	373,07	95,58	390,63	112,24	3724,48	103,56
BLOKOVNY									
CELKEM	47,62	47,99	488,67	50,42	94,45	28,65	167,52	464,81	105,13
z toho ČR	47,62	47,99	488,67	50,42	94,45	28,65	167,52	464,81	105,13
SR	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
VÁLCOVANÝ MATERIÁL									
CELKEM	738,06	789,09	7530,76	745,19	99,04	739,65	106,68	7315,78	102,94
z toho ČR	368,75	389,36	4075,28	425,12	86,74	403,12	96,59	4078,53	99,92
SR	369,31	399,73	3455,48	320,07	115,38	336,53	118,78	3237,25	106,74
TRUBKY									
CELKEM	64,58	67,51	651,80	63,20	102,18	63,50	106,31	629,20	103,59
z toho ČR	44,50	47,27	449,31	47,14	94,39	44,13	107,11	429,35	104,65
SR	20,08	20,24	202,50	16,05	125,05	19,37	104,48	199,85	101,32
TAŽENÁ, LOUPANÁ, BROUŠENÁ OCEL									
CELKEM= (HŽ)Č	17,13	15,40	163,28	14,59	117,44	12,14	126,90	153,38	106,45
STUDENÁ PÁSKA KLASICKÁ									
CELKEM= (HŽ)Č	2,74	2,83	26,42	2,70	101,52	2,61	108,15	24,83	106,39

POZNÁMKA: *) Za poslední měsíc jsou údaje předběžné

Zpracoval: Hutnictví železa, a.s. - ing. Vala

Meziroční porovnání měsíčních a postupných hutních výrob roku 2014 a 2013													
	Výroba *)			Výroba	Index	Výroba	Index	Výroba	Index				
	říjen	listopad	leden-listopad										
	říjen									listopad		leden-listopad	
	2014	2014	2014							2013	2014/13	2013	2014/13
		tis.t		tis.t	%	tis.t	%	tis.t	%				
KOKS													
CELKEM	287,80	277,76	3122,58	287,67	100,05	273,78	101,45	3067,36	101,80				
z toho (HŽ) ČR	155,23	151,47	1688,89	155,26	99,98	149,07	101,61	1659,19	101,79				
(HŽ) SR	132,57	126,29	1433,69	132,41	100,12	124,71	101,26	1408,17	101,81				
AGLOMERÁT													
CELKEM	749,62	728,90	8702,91	664,73	112,77	685,85	106,28	7791,54	111,70				
z toho ČR	431,92	478,20	5264,61	441,43	97,84	411,85	116,11	5079,19	103,65				
SR	317,70	250,70	3438,30	223,30	142,27	274,00	91,50	2712,35	126,76				
SUROVÉ ŽELEZO													
CELKEM	681,87	680,76	7272,62	637,68	106,93	633,71	107,42	6998,03	103,92				
z toho ČR	324,15	344,48	3790,38	305,63	106,06	337,79	101,98	3703,30	102,35				
SR	357,72	336,28	3482,24	332,05	107,73	295,92	113,64	3294,73	105,69				
SUROVÁ OCEL													
CELKEM	865,03	872,92	9179,60	791,29	109,32	823,83	105,96	8881,26	103,36				
z toho ČR	425,67	458,28	4898,73	399,69	106,50	442,03	103,68	4765,28	102,80				
SR	439,36	414,64	4280,87	391,60	112,20	381,81	108,60	4115,98	104,01				
KONTISLITKY													
CELKEM	828,41	833,00	8756,49	756,46	109,51	785,01	106,11	8442,56	103,72				
z toho ČR	389,99	419,29	4485,85	365,83	106,60	404,17	103,74	4337,24	103,43				
SR	438,43	413,71	4270,64	390,63	112,24	380,84	108,63	4105,31	104,03				
BLOKOVNY													
CELKEM	47,99	49,34	538,01	28,65	167,52	48,79	101,13	513,60	104,75				
z toho ČR	47,99	49,34	538,01	28,65	167,52	48,79	101,13	513,60	104,75				
SR	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00				
VÁLCOVANÝ MATERIÁL													
CELKEM	782,04	778,35	8302,06	739,65	105,73	764,26	101,84	8080,04	102,75				
z toho ČR	382,31	414,76	4482,99	403,12	94,84	407,60	101,75	4486,14	99,93				
SR	399,73	363,59	3819,07	336,53	118,78	356,65	101,95	3593,90	106,27				
TRUBKY													
CELKEM	67,51	69,21	721,01	63,50	106,31	67,11	103,13	696,31	103,55				
z toho ČR	47,27	48,63	497,94	44,13	107,11	47,71	101,92	477,06	104,38				
SR	20,24	20,58	223,08	19,37	104,48	19,40	106,09	219,25	101,74				
TAŽENÁ, LOUPANÁ, BROUŠENÁ OCEL													
CELKEM=(HŽ)Č	15,40	14,42	177,70	12,14	126,90	13,33	108,18	166,72	106,59				
STUDENÁ PÁSKA KLASICKÁ													
CELKEM=(HŽ)Č	2,83	1,55	27,97	2,61	108,15	2,69	57,41	27,53	101,60				
POZNÁMKA: *) Za poslední měsíc jsou údaje předběžné													
Zpracoval: Hutnictví železa, a.s. - ing. Vala													

Bariéry dalšího rozvoje v odvětví hutnictví železa

Ing. Vladimír Toman¹

¹Hutnictví železa, a.s., Praha, Krátká 39, 100 00 Praha 10 Strašnice, Česká republika

Hutnictví železa je odvětvím, o jehož postavení, přínosech a záporech se v kladném i negativním smyslu diskutuje téměř neustále. Velmi často jsou problémy hutnictví železa v ČR totožné s problémy odvětví na úrovni EU i celosvětové, řada bariér je však ryze národní záležitostí. Současná situace ve schvalování různých programů v EU i ČR pro následující období je složitá a dynamicky se mění. Proto jsou zde uvedeny bariéry a aspekty, které bude nutno řešit v každém případě.

Základní společné problémy ocelářství:

nadbytečné kapacity výroby oceli - nárůst kapacit především v Asii, evropské kapacity stagnují a využití kapacit výrazně pokleslo,

- suroviny - z hlediska fyzické dostupnosti a přijatelných cen,
- ekologie - rozdílný pohled na dodržování standardů,
- výzkum, vývoj a inovace, technické a řemeslné školství – již delší dobu se snižují počty absolventů učňovského školství, středních a vysokých škol v metalurgických oborech, což bude v podnicích působit problémy s nahrazováním odcházejících silných ročníků technických pracovníků.

Současné trendy v EU i ČR:

- významně chybí zdroje pro financování investičních a modernizačních akcí v hutnictví,
- dochází k výraznému přesunu hutních výrob do Asie jako důsledek přesunu spotřeby hutních výrobků, což je mimo jiné také důsledkem přesouvání výroby strojírenství (např. automobilky) z EU především do asijských zemí.,
- probíhá optimalizace využití kapacit a očekává se tlak na další konsolidaci odvětví hutnictví železa (fúze, uzavírání kapacit).

Základem řešení je identifikovat problémy, které ohrožují konkurenční schopnost českého ocelářství:

- Ekologická legislativa by mohla být likvidační v případě přijetí nerealistických norem, limitů, daní, odvodů a poplatků.
- Nezbytnost realizovat připravené ekologické investiční akce vyžaduje získat jejich financování z různých zdrojů, především zajistit významný podíl cizích zdrojů (cca 80 %).
- Realizace investic k dosažení špičkových technologií je v rozhodovací pravomoci vlastníků, kdy možnost využití potřebného podílu vlastních

finančních zdrojů je podmínkou získání i cizího kapitálu – zdrojů.

- Hrubá marže v hutnictví železa by (pro plnou životaschopnost odvětví) měla dosahovat ekonomického standardu 10 %. V roce 2014 lze očekávat kladnou marži na úrovni 4 – 5 %, a to diferencovaně: lepší u výrobců s významným podílem plochých výrobků.

Ekonomická situace v ocelářských společnostech bude i nadále složitá. Přetrvávat bude nedostatek zdrojů pro investování, modernizaci, realizaci projektů výzkumu a vývoje

- vlastní zdroje budou nízké, budou využívány především k provoznímu financování a eliminování sekundární platební neschopnosti,
- cizí zdroje (např. úvěry) budou na nízké úrovni, angažovanost bank a dalších finančních institucí je nadále zdrženlivá.

1. Přístup k základním surovinám pro hutní výrobu

a) Ocelový a litinový šrot

Z hlediska kovů je v oblasti železa a oceli recyklováno až na výjimky 100 % výskytu odpadů (šrotu). Je však nutno posílit a modernizovat stávající kapacity tavení tak, aby se šrot z EU nevyvážel jako dosud (cca 16 mil.t/rok), ale aby byl zcela zpracován v zemích, kde vznikl. Systém sběru a úprav šrotu v EU i jednotlivých státech je založen na komerčním základě a pracuje již několik desítek let.

Z ČR se ročně v průměru vyváží 2 mil. t a dováží 0,5 mil. t ocelového a litinového šrotu. Také pro ČR platí to, co pro EU: pro zpracování současného výskytu šrotu nejsou v hutích dostatečné kapacity. Výroba oceli ze šrotu v elektrické obloukové peci (EOP) emituje při započítání emisí z výroby potřebných energií vlastní emise ve výši 0,6 t CO₂/t oceli, zatímco při výrobě ze železné rudy 1,9 t CO₂/t oceli. Obdobně jsou nastaveny i benchmarky (měrné emise) pro přímé emise z technologie: 0,1 t CO₂/t oceli u EOP a 1,328 t CO₂/t oceli, t.j. může dojít k výraznému snížení emisí CO₂ bez omezení objemu výroby oceli.

Možnosti nahrazení rudné technologie jsou však omezeny:

- nutností vybudovat nové tavicí kapacity,
- snižující se kvalitou šrotu oproti zvyšujícím se požadavkům zákazníků na vysokou kvalitu a užité vlastnosti hutních výrobků,

- limitovanými zdroji elektrické energie a výši její ceny v ČR v porovnání s cenou pro konkurenční podniky v zahraničí,
- objemem hutních výrobků, které je nutno z hlediska požadavků na kvalitu vyrábět z čisté vsázky (rud).

b) Železné rudy

Železné rudy dosud jsou a budou dostupné a jejich cena se stanovuje celosvětově.

c) Uhlí

Uhlí odebírají hutní podniky dvojí a oba druhy jsou na trhu k dostání:

- energetické pro vlastní energetiku
- UVPK (uhlí vhodné pro koksování) pro výrobu koksu. Při výrobě surového železa je v nejbližších dvou vysokopevních závodech (Třinecké železářny a US Steel Košice) část potřebného koksu nahrazena technologií dmýchání prachového uhlí, což má i své kladné dopady do snížení emisí do ovzduší z koksoven.

2. Základní ekologické bariéry

Základními směry v ochraně životního prostředí v odvětví hutnictví železa ČR v současné době jsou tato opatření:

- snižování emisních limitů pro emise do ovzduší,
- zvyšování poplatků za vypouštění odpadních vod, za ukládání odpadů i za vypouštění emisí do ovzduší,
- tvorba legislativy na ochranu životního prostředí především na evropské úrovni,
- implementace hotové a připravované legislativy, která má mít vliv na obor od roku 2014 (IPPC, obchodování skleníkovými plyny, naplňování směrnice o odpadech v položce ocelový a litinový šrot, REACH),
- podle ekonomických možností realizovat ekologické investice, především do ochrany ovzduší.

Napjatost státního rozpočtu a priority řešení aktuálních problémů v době krize v podstatě negovaly možnost získání zdrojů do rozpočtu na ekologické investice. Po hutích je požadováno na akce spojené s implementací směrnice o průmyslových emisích do roku 2020 (a především již do roku 2016) vynaložit značné finanční prostředky především pro odprášení hal základních hutních provozů (řešení fugitivních emisí) a pro odsíření a denitrifikaci podnikových tepláren – tyto finanční prostředky však nejsou v podnicích k dispozici, banky se staví k půjčkám do hutnictví značně rezervovaně a nezbývá než hledat jiné způsoby financování.

a) Politiky EU vztažené k rokům 2020, 2030 a 2050

Současné období je charakteristické tím, že by měly být naplněny cíle klimaticko-energetického balíčku do roku

2020. Tento balíček má tři základní cíle, vztažené na celou EU:

- snížení emisí skleníkových plynů o 20 % oproti roku 1990,
- zvýšení podílu obnovitelných zdrojů energie na 20 % z celkové spotřeby,
- zvýšení energetické účinnosti o 20 % oproti roku 1990.

EU již vyhlásila balíček pro rok 2030, pro který jsou stanoveny ještě ambicióznější cíle:

- snížení emisí CO₂ o 40 % oproti roku 1990 (závazný cíl na úrovni států), z toho
 - pro odvětví podléhající EU ETS o 43 % oproti roku 2005,
 - pro odvětví dnes nezahrnutá do EU ETS o 30 %
 - zvýšení redukčního meziročního faktoru na 2,2 %
- zvýšení podílu obnovitelných zdrojů energie na 27 % z celkové spotřeby (závazný cíl na úrovni EU,
- zvýšení energetické účinnosti o 27 % oproti roku 1990 (nezávazný cíl).

Uvedené hodnoty i závaznost cílů byly schváleny na zasedání premiérů vlád členských zemí EU ve dnech 22. – 23. 10. 2014.

Jsou již také vytyčovány cíle pro rok 2050, z nichž nejznámější je požadavek na snížení emisí CO₂ o 80 – 95 % oproti roku 1990. Například odborné posudky pro odvětví hutnictví železa však konstatují, že potenciál dalšího snížení emisí CO₂ oproti současnému stavu se pohybuje jen na úrovni 15 %.

U jednotlivých politik jsou stanovovány cíle bez vazby na druhé politiky: cíle u jedné politiky se mohou vylučovat s cíli stanovenými u druhé politiky. Chybí celkový, zastřešující pohled. Při posuzování dopadů cílů jednotlivých politik na evropské úrovni je často věnována pozornost dopadům do oblasti energetiky, zatímco dopadům do zpracovatelských odvětví (hutnictví, chemie, a další). Analýze technických a technologických možností zpracovatelských odvětví pro dosažení stanovených cílů není většinou věnována téměř žádná pozornost. Tomu by se předešlo, kdyby podkladové studie a analýzy pro stanovení jednotlivých politik a jejich cílů byly řádným způsobem veřejně oponovány.

b) Energie

Hutní zařízení jsou většinou provozována celý rok v nepřetržitém provozu. Podniky z tohoto odvětví mají vůči dodavatelům energií požadavky na bezpečnost dodávek, kterou je možno charakterizovat nepřetržitostí, kvalitou a spolehlivostí dodávek, a to vše za přijatelnou a konkurenceschopnou cenu.

Zásadním současným problémem je nemožnost predikce vývoje cen energií ve střednědobém a

dlouhodobém horizontu. Ceny energií v EU jsou v současné době vyšší než v USA - u elektrické energie (2x) a zemního plynu (3x). U elektrické energie v ČR jsou ceny vyšší více než o 10 % oproti průměru EU, což výrazně snižuje konkurenceschopnost odvětví na plně liberalizovaném evropském a světovém trhu hutními výrobky.

Velký vliv na cenu elektřiny v ČR mají poplatky za obnovitelné zdroje energie, které výrazně zvyšují cenu elektřiny (v roce 2012 činil poplatek 419 Kč/MWh, v roce 2013 již 583 Kč/MWh, od roku 2014 činí 495 Kč/MWh. Jen podniky sdružené v asociaci Hutnictví železa tak při celkové spotřebě elektrické energie cca 3 mil. MWh/rok zaplatí ročně cca 1,4 mld. Kč. Důsledkem platné legislativy je, že cena silové elektřiny na burzách sice klesá (i našim konkurentům v zahraničí), ale celková cena v ČR neustále roste. Přitom přechod na nové výrobky s vyšší užitnou hodnotou znamená většinou zvýšení spotřeby elektřiny. Optimální by bylo, pokud by se poplatky za obnovitelné zdroje energií (OZE) dostaly i v ČR na úroveň, kterou platí naši konkurenti v Německu.

V této souvislosti je nutno uvědomit si postavení hutního průmyslu jako části materiálově a energeticky náročného zpracovatelského průmyslu, který dodává své výrobky na zcela liberalizovaný trh v zemích EU a celého světa. Pokud se změní v důsledku národní nebo evropské legislativy ceny vstupů, nemohou tyto podniky následně zvýšit cenu svých výrobků na trhu, protože jejich konkurenty jsou zde podniky i z regionů, kde daná legislativa není účinná, a proto mají tamější výrobci i výrazně nižší přímé (energie) i nepřímé (ekologie) náklady oproti našim výrobcům.

c) Obchodování skleníkovými plyny (ETS) pro období let 2013 – 2020

Přes snahu různých orgánů a organizací zůstává EU v boji za snižování emisí skleníkových plynů téměř osamocena. Na žádné mezinárodní konferenci nedošlo k uzavření celosvětové dohody směrem ke snižování jejich emisí. Podíl EU na celosvětových emisích skleníkových plynů přitom nedosahuje ani 10 % a snížení emisí v EU za několik let je anulováno ročním navýšením emisí těchto plynů v zemích, jako je Čína a další rozvíjející se země. Hlavním producentem emisí skleníkových plynů je přitom sektor elektroenergetiky – pokud by se snížila spotřeba elektřiny a její výroba, došlo by jako pozitivní důsledek k výraznému snížení emisí skleníkových plynů. Tento komplexní pohled však není ze strany orgánů EU až na výjimky uplatňován.

Odvětví hutnictví železa je zařazeno mezi odvětví ohrožená vymístěním výrob mimo EU. Podniky však doposud neví, zda-li toto zařazení bude platné i v období 2015 – 2019, t.j. zda-li budou dostávat část povolenek i nadále zdarma (1 povolenka umožňuje vypustit 1 t CO₂). Příděl povolenek zdarma je navíc

stanoven na základě měrných emisí (benchmarků), které jsou stanoveny na základě emisí při používání zemního plynu. Vůbec nezohledňují vyšší emise CO₂ při využívání hutních druhotných energetických surovin (vysokopecní plyn, konvertorový plyn), které mají s nižší výhřevností a přitom produkují pro dosažení 1 TJ energie 3 – 4x vyšší objem CO₂ než při použití zemního plynu. Takže při jejich využívání musí navíc podnik dokupovat povolenky v aukcích.

Povolenky pro podnikové teplárny a elektrárny u menších podniků si tedy musí podniky nakupovat v aukcích, které se od roku 2013 konají každý týden. Oproti období 2008 – 2012 mají podniky zvýšené náklady, protože tehdy byly přidělovány povolenky zdarma i pro výrobu energií.

Celá logika EU ETS vzbuzuje pochyby: na straně jedné se z podniků nákupem povolenek odsávají finanční prostředky, na straně druhé je na ně vyvíjen tlak, aby investovaly prostředky do opatření ke snížení emisí skleníkových plynů. Bohužel téměř všechny finanční prostředky vynaložené hutěmi na nákup povolenek jsou legislativou ČR určeny k použití mimo podniky, které jsou jejich zdrojem.

Současná cena povolenky cca 6,5 EUR nevyhovuje odvětví energetiky, protože neumožňuje efektivně investovat do výstavby nových a modernizace stávajících kapacit na výrobu elektřiny. Cena by se měla pohybovat v násobku současné ceny. Taková cena by však pro zpracovatelský průmysl i hutnictví byla likvidační.

V současné době byly v EU zahájeny práce na tom, zda-li zachovat nebo změnit princip přidělování povolenek zdarma pro podniky z odvětví ohrožených carbon-leakage a zda-li vůbec takovouto kategorií podniků po roce 2020 ještě udržovat, t.j. zda-li by si všechny podniky neměly nakupovat pro svůj provoz celý objem povolenek v rámci aukcí. Náš názor je, že tato kategorie odvětví by měla být zachována. V diskusích na téma EU ETS po roce 2020 se bude v nadcházejícím období pokračovat.

Na základě uvedených skutečností a sledování vývoje celého systému EU ETS vystupuje do popředí jeho hlavní rozpor: Co je hlavním cílem systému – cena povolenky nebo snížení emisí CO₂?

d) Problematika REACH (Registration, Evaluation, Authorisation and Restriction Chemicals)

Řešení a naplňování nařízení 1907/2006/ES je v současné době především na úrovni podniků.

Pokračují práce na splnění požadavků nařízení 1272/2008/ES o CLP (klasifikaci, balení a označování látek) i chemické legislativy ČR (zákon 350/2011 a předpisy související), která doplňuje a upřesňuje legislativu EU.

Problémem se mohou stát tzv. látky vzbuzující vážné obavy (SVHC – Substances of Very High Concern), jejichž seznam je průběžně doplňován a zveřejňován na stránkách Evropské chemické agentury (ECHA). V současné době je v tomto seznamu 155 látek a předpokládaný počet bude několikanásobně vyšší. Je nutno reagovat na návrh na zařazení do seznamu SVHC u každé látky, která je využívána v hutních podnicích ve výrobě, ale i v jiných činnostech (např. v laboratořích) s cílem docílit dalšího podmíněného používání látky. Bude to však časově i finančně náročný proces, o jehož výsledku je rozhodováno na evropské úrovni.

e) EIA – posuzování vlivu na životní prostředí

Zákon 100/2001 Sb. je v současné době novelizován, protože ČR hrozil infringement ze strany EU z důvodu nezpracování příslušné směrnice EU do českého právního řádu a hrozila také reálná možnost zablokovat čerpání fondů EU od 1. 1. 2015. Předložená a posuzovaná novela zákona o EIA současnou situaci při hodnocení a schvalování investičních a modernizačních projektů ještě zhorší a panují odůvodněné obavy, že v době platnosti této novely nebude možno ukončit žádný proces EIA. Doufáme proto, že tato právní úprava bude jen dočasná a že v ČR bude po vzoru zemí jako Německo urychleně přijata nová právní úprava pro jednotné řízení v oblasti povolování staveb.

f) Ochrana ovzduší

Prioritou ČR je snižování emisí tuhých znečišťujících látek (TZL), snižování výskytu CO₂ je sekundárním cílem. V realizaci jsou akce na odprášení v hutních podnicích Moravskoslezského kraje, které byly podány v rámci 36. a 48. výzvy Operačního programu Životní prostředí (OPŽH) s dotací až 90 % z uznatelných nákladů, a řada akcí, jejichž projekty byly podány a schváleny v jiných výzvách, především ve výzvě č. 48. Především se jedná o odprášení zdrojů fugitivních emisí zaměřené na odprášení hal oceláren, ale také dokončení programu odprášení zbývajících zařízení (např. aglomerací). Realizace a fakturace akcí musí být ukončena do konce roku 2015.

g) IPPC – integrovaná kontrola a prevence znečištění

Novela zákona o IPPC č. 69/2013 Sb. přináší provozovatelům řadu nových povinností (např. povinnost zpracovat základní zprávu, možnost požádat o výjimku z emisních limitů podle Závěrů o BAT – nejlepších dostupných technikách). Byla novelizována vyhláška (vzor žádosti o integrované povolení) a vydána pod číslem 288/2013 Sb., zpracovány a vydány metodické pokyny pro zpracování základní zprávy a žádosti o výjimku z emisních limitů stanovených podle BAT.

Velké problémy i hutním energetikám může přinést v současné době dokončovaný nový BREF (referenční

předpis o BAT) pro velké spalovací zdroje nad 50 MW. Již dříve stanovila evropská legislativa pro ovzduší nové výrazně nižší emisní limity především pro oxidy síry a dusíku od 1. 1. 2016. Všichni provozovatelé se na ně připravili a jsme svědky velkých investic do úprav zařízení elektráren a tepláren (odsíření, denitrifikace). V roce 2014 byl však předložen návrh závazných limitů pro stejnou skupinu zařízení v rámci revize BREF, které byly dále značně sníženy oproti legislativě pro ochranu ovzduší. V důsledku to znamená, že pokud by byl nový BREF přijat na konci roku 2014, tak by bylo povinností provozovatelů nejpozději od 1. 1. 2019 (do 4 let od vydání BREF) plnit nové zprísňené limity. Znamená to, že pokud někdo ukončí rekonstrukci kotle tak, aby již od 1. 1. 2016 plnil emisní limity pro ochranu ovzduší podle evropské legislativy, vyhlášené před několika lety, pak by v průběhu dalších 3 let měl provést další modernizaci pro dosažení nových zprísňených limitů. To u zařízení, kde investice mají ekonomickou návratnost desítky let, není zajistitelné.

h) Energetická účinnost

Přestože je již vydána směrnice o energetické účinnosti 2012/27/EU, tak tento pojem nebyl doposud v legislativě EU definován a ani není stanovena metodika jejího vykazování. Kolem celé problematiky probíhá řada jednání. Jako hlavní úkol směrnice uvádí pouze zateplování především veřejných budov v rozsahu 3,5 % z podlahové plochy a o úspory energií ve výši 1,5 % meziročně, t.j. není počítáno s úsporami energií v průmyslu. S napětím očekáváme, kdy příslušným orgánům EU dojde, že bez úspor energií v průmyslu je stanovený cíl nesplnitelný.

Zvyšování energetické účinnosti bude proto nutno i v hutním průmyslu věnovat zvýšenou pozornost a připravovat projekty obdobně, jako byly připravovány projekty na snížení emisí tuhých znečišťujících látek a následně nabídnuty k realizaci pro splnění cílů v této oblasti.

ch) Oblast odpadů

Ocelový a litinový šrot má jakožto vstupní surovina pro tavicí procesy strategický význam. Přesto je v současné evropské i české legislativě charakterizován jako odpad. Je s ním však obchodováno jako s výrobkem na komoditních burzách a pro kvalitu dodávek do hutí jsou stanoveny technické specifikace a normy. Domníváme se, že bude nutno platnou klasifikaci odpadů na úrovni ČR i EU zcela změnit a vyčlenit z ní položku „druhotné suroviny“.

V současné době v ČR pro oblast odpadů z hlediska legislativy probíhají práce na legislativních normách:

Definování a nakládání s výrobky s ukončenou životností (autovraky, pneumatiky, elektroodpad, apod.) bude včleněno do nové legislativní normy – zákona o výrobcích s ukončenou životností. Je možno očekávat v

horizontu několika let zvýšení likvidace starých automobilů, což sebou přinese i zvýšení dodávek šředrovaného šrotu, jehož podíl ve vsázce pro jednotlivé technologie tavení je omezen. Bude také nutno, aby dodavatelé vsázky z autovraků důsledně odstraňovali látky (např. plasty, neželezné kovy, kapaliny) tak, jak jim to předepisuje již dnes platná legislativa.

Pro komoditu dnešních odpadů bude novelizován stávající zákon č. 185/2001 Sb. ve smyslu zapracování směrnice 2008/98/EU o odpadech. Věcný záměr zákona měl být předložen do vlády v září 2014, následovat bude zpracování paragrafového znění. Zákon by měl platit od 1. 1. 2016.

Preferovány mají být v souladu se Směrnicí (kromě priority předcházení vzniku odpadů):

- recyklace komodit dnes považovaných za odpad,
- energetické využití (v podnikových teplárnách),
- co nejvíce omezit ukládání odpadů na skládky (zvýšení poplatků za ukládání).

Pro orientaci uvádíme, že často medializované komunální odpady tvoří cca 10 % z celkového výskytu odpadů v ČR. Návrh věcného záměru i znění zákona musí být v souladu s novým zákonem o výrobcích s ukončenou dobou životnosti a také se surovinovou politikou ČR, jejíž zásady byly schváleny ve 4. čtvrtletí 2013 vládou ČR a která identifikuje velký počet látek, jako druhotné suroviny strategického rázu, přičemž se dnes na ně pohlíží jako na odpad.

V současném zákoně jsou hutní podniky definovány jako zařízení pro recyklaci kovů. Podle znění směrnice však toto vymezení nebude v novém zákoně možné a tím by se z hutních podniků (ale také z papíren, skláren) stala zařízení na odstraňování odpadů se všemi důsledky z toho plynoucími. Je však možno získat s tohoto režimu výjimku podle čl. 25 a 26 Směrnice a pak by současné postavení recyklačních podniků zůstalo zachováno. Problematika je intenzivně řešena. Pokud by se nevyřešila, tak by zpracování odpadů v ČR podle Směrnice nebylo možné.

Cíl uvolnit investice do oběhového hospodářství může narazit na to, že převážná část oběhových surovin je ve finále zpracovávána na nový výrobek především ve velkých podnicích (tavení kovů), které jsou v nám známých navržených a schválených programech a politikách EU pro období let 2014 – 2020 z možnosti čerpat finance vyloučeny. Preferovány jsou podpory pro malé a střední podniky, což je sice postačující pro fázi sběru a třídění oběhových surovin, ale ne vždy pro jejich finální zpracování, když se ukáže nutnost rozšířit/modernizovat kapacity pro finální zpracování.

i) Kohezní fondy EU a ČR na období 2014 – 2020

Kohezní fondy EU jsou v současné době projednávány a Pravidla pro čerpání kohezních fondů v dalším období jsou ve stavu před schválením na úrovni EU i ČR. Nové období pro kohezní fondy EU je charakterizováno podporou malých a středních podniků, ale také výrazným omezením až vyloučením možnosti čerpání podpor pro velké podniky. Hutní podniky jsou z hlediska obratu i počtu zaměstnanců charakterizovány jako velké podniky. I bez ohledu na velikost podniků je v části novelizované legislativy EU přímo vyloučena možnost podpory ocelářských podniků. Týká se to především regionální podpory.

Jednou z mála oblastí, kde by mohly podporu čerpat i podniky našeho odvětví, je výstavba zařízení se zvýšenou energetickou účinností a výzkum a vývoj zařízení pro zvýšení energetické účinnosti nebo pro snížení emisí skleníkových plynů.

Celkem by ČR mohla čerpat za celé období 22 mld. EUR, realizováno by mělo být 9 operačních programů a po jejich schválení v EU (probíhá) se dají očekávat první výzvy koncem první poloviny roku 2015. Bude proto nutno celou problematiku fondů i nadále sledovat a pokusit se získat z nich prostředky.

Závěr

Faktorů, které ovlivňují další vývoj odvětví hutnictví železa pro nejbližší období, je celá řada. Zcela zásadním se pro ocelářství a celý zpracovatelský průmysl ukazuje vytvoření rovnocenných podmínek s konkurenty ze zemí mimo region EU zejména v oblastech:

- ekologie (ekologická legislativa),
- dostupnosti surovin a energií, a to včetně cenových aspektů – např. podpora obnovitelných zdrojů energií a její vliv na růst cen energií.
- srovnatelnosti daňové legislativy, podpory řešení zaměstnanosti a vůbec prosazení průmyslové politiky v EU a v ČR, a společně pak vytvoření rovnocenných podmínek ve srovnání s ostatními zeměmi mimo EU.

Mnohdy jde o samotnou udržitelnost, existenci průmyslu v ČR (ztráty pracovních míst) zejména v situaci, kdy vlastníci rozhodují a optimalizují své portfolio kapacit (nadbytečnost ocelářských kapacit).

Trvalé sledování a analyzování obchodní a výrobní situace odvětví je konfrontováno s poznatky EU a využíváno pro hodnocení účinnosti opatření přijímaných při jednáních se státní správou (ministerstvy) a zaměstnavatelskými institucemi – Hospodářskou komorou ČR a Svazem průmyslu a dopravy ČR.

zprávy z podniků, institucí a řešitelských pracovišť

Některé poznatky ze slévárny BESKYD ve Frýdlantu nad Ostravicí

Není tajemstvím, že české slévárnictví a jmenovitě slévárny vyrábějící ocelové a litinové odlitky mají problémy s dosahováním odpovídající ziskovosti [1, 2]. Proto Odborná komise ekonomická (OKE) při ČSS se na tento problém dlouhodobě zaměřuje. Nejednoduší se učít se od dobrých a špičkových sléváren. Proto minulého 46. zasedání této OKE uspořádalo odborný seminář ve slévárně ALUCAST v Tupesích, která dosahuje mimořádné ziskovosti (20 – 25 % ziskové marže) – viz [3].

K uspořádání dalšího semináře byla OKE pozvána do slévárny BESKYD, s.r.o. vyrábějící odlitky z litiny s kuličkovým grafitem (tvárné litiny) a litiny s lupínkovým grafitem (šedé litiny). Tato slévárna také vykazuje zcela mimořádnou hospodárnost (10 – 15 % ziskové marže). O vysokém stupni efektivnosti svědčí i to, že podnik vyjma krátkého období po privatizaci pěti manažery v r. 1993 pracuje zcela bez úvěrů. Období hospodářské a finanční krize po r. 2008 se ji vůbec nedotklo. Její pracovníci jsou velice solidně odměňováni (průměr u dělnických profesí se pohybuje okolo 26 000 Kč/měsíc). Roční obrát slévárny činí asi 260 mil Kč a výroba cca 8 kt odlitků z litiny s lupínkovým a kuličkovým grafitem, kterou zajišťuje 150 zaměstnanců.

Je zajímavé podívat se na to, co tato slévárna oproti jiným „nedělá“. V první řadě se systematicky nezabývají řadou kontrolních a restriktivních sledování. Na příklad zmetkovitostí, prostoji agregátů, hodnocením fluktuací, nemocností pracovníků, normováním práce atd. Neprovádí složitá sledování efektivnosti jednotlivých fází výroby, vyráběných odlitků atd. Vysvětluje to tím, že uvedené problémy prostě v praktické podobě nemá. V jejich organizačních strukturách nenajdeme metalurga a technologa. Práci metalurgů nahrazují taviči, kteří byli (a průběžně jsou) patřičně proškoleni. Činnost technologa, je-li potřebná, vykonává někdo z vrcholového managementu. Naproti tomu právní služby a práce v oblasti ekologie podnik nakupuje.

Pravdou je, že slévárna má snad optimální technické a technologické uspořádání. Jedná se především o úsporné tavení v nízkofrekvenčních indukčních pecích (6 t), ze kterých se odebírá 1,5 t taveniny k odlévání na zařízení DISA, s následným doplněním vsázky do indukční pece. Patří sem také využití efektivní aplikace

plněného profilu k zajištění účinného grafitizačního očkovaní litiny. Automatická formovací a odlévací linka Disamatic je trvale v perfektním technickém stavu a plně využita. Pracovníci jsou vedeni k maximální jednoduchosti a standardizaci činností. Používá se pouze jednotná bentonitová formovací směs s minimem bentonitu a naprosto bez lesklého uhlíku. Vyráběný sortiment je zcela bez jader. Podnik dlouhodobě využívá levný a doma upravovaný (legovaný i nelegovaný) odpad a levné železné piliny. Ve výrobě se již od roku 1993 zcela obejde bez drahého surového železa.

V maximální míře spoléhá na vlastní síly. Svou ostrahu a skupinu vrátných vytvořil z bývalých pracovníků, čímž využil jejich detailní znalosti svěřeného prostředí a dobrý vztah k němu. Drtivou část oprav a i výroby pomocných zařízení zajišťuje vlastními pracovníky. Nevlastní podniková auta.

Vedení podniku se velice prozíravě připravuje na situace, které by mohly způsobit nenadálé poruchy a prostoje. Proto si průběžně a v předstihu zabezpečuje potřebné náhradní díly a rezervní prostředky. Zaměstnanci vlastní údržby (20 až 30 lidí) mají rozdělena všechna zařízení, která jsou pečlivě hlídána, vstřícně udržována a opravována. Optimálně využívají 3týdenní odstávky (dovolené) k opravám zařízení. Odlévací zařízení Dismatic je zcela demontováno, prohlédnuto a tam, kde je potřeba, opatřeno novými náhradními díly.

Podnik má velmi konstruktivní a prospěšné vztahy zejména se zahraničními odběrateli. Stalo se, že oproti uzavřené smlouvě na základě snížení cen vstupních surovin zákazníkovi o vlastní újmě dokonce snížil dříve dojednanou cenu. Některé smlouvy uzavírá „podáním ruky“. Prakticky se slévárna nesetkává s neplatiči.

Pracovníci BESKYDU využívají zcela mimořádný sociální program. Ten umožňuje zaměstnancům s pomocí propracovaného systému v závislosti na jejich výkonu získat velice zajímavou mzdu. Dále umožňuje obdržet dvakrát ročně mimořádnou odměnu, úhradu části nebo plnou výši dovolené, a to i pro rodinné příslušníky, zaplacení ozdravných pobytů a rehabilitací. Poskytuje také až 7 dnů dalšího placeného volna. Skutečnost, že zaměstnanci mají možnost využít řadu dalších benefitů, jen dokládá, že se s nimi partnersky

jedná. Vidí tedy ve slévárně svoji perspektivu. Výkonní pracovníci mají proto sami maximální snahu jednak vlastními silami, dále v kooperaci s obsluhou navazujících a přecházejících technologických operací organizovat práci tak, aby provoz optimálně probíhal, a jejich výdělek byl tedy maximální. Ochotně tedy na sebe přebírají delegování nejen výkonných, ale i řídicích činností nižší úrovně. Vrcholové vedení tuto iniciativu velice rádo přijímá, poněvadž mu to jednak významně šetří práci v operativní úrovni, do které ostatně ani v plné míře nemůže zcela proniknout, a jednak to snižuje náklady provozu a zajišťuje maximální ziskovost výroby. Slévárna nemá tedy ani nouzi o možné nové pracovníky.

Podnik si pak může dovolit rozvíjet svou firemní kulturu a zaměřit se přitom na podporu umělců v oboru smaltovaných uměleckých děl, na sponzorování spolků a kulturních nebo sportovních akcí ve Frýdlantu nad Ostravicí.

Někdo může vedení slévárny vytknout, že své zcela jistě dobré výsledky nezveřejňuje, neprezentuje na konferencích a seminářích a že není vidět v odborných komisích ČSS. Jinými slovy že je velice skromný a netlačí se na výsluní. Ale ono to tak často bývá, že ten, kdo skutečně dokáže něco mimořádného, tak ve

skutečnosti je spíše skromný a nechce se vystavovat obdivu.

Účelem toho příspěvku není v žádném případě vychválit vedení a slévárnu BESKYD. A jak tento podnik známe, ani on by si to nepřál. Cílem je poskytnout slévárenské veřejnosti informaci o mimořádných a dlouhodobě příznivých výsledcích frýdlantského slévárenského kolektivu. Komplexní zkušenost obvykle nebývá ve svém celku přenosná. Ale některé náměty a přístupy frýdlantských možná mohou být pro některé slévárny podnětné.

Literatura

- [1] Odborná komise ekonomická při ČSS – 16. rok aktivní činnosti. *Slévárenství*, 2014, č. 5-6, s. 190-193
- [2] TOLAR, J.: Kulatý stůl Českého svazu vědeckotechnických společností – Věda, výzkum a inovace v letech 2014-20120. *Slévárenství*, 2014, č. 7-8, s. 284-285
- [3] KAFKA, V.: 46. zasedání odborné komise ekonomické ČSS. *Slévárenství*, 2014, č. 10, v tisku

*doc. Ing. Václav Kafka, CSc.,
Česká slévárenská společnost*

V ČR roste recyklace odpadu

Recyklace odpadů v tuzemsku v poslední době nabývá na důležitosti. Podle Českého statistického úřadu se množství recyklovaného odpadu během posledních čtyř let zvýšilo o 28 %. Zatímco v roce 2010 bylo v České republice recyklováno zhruba 4,5 mil. t odpadu, o rok později to bylo již 5,2 mil. t. V minulém roce celkové množství recyklovaného odpadu dosáhlo dokonce výše 5,8 mil. t. V současnosti lze navíc zaznamenat, že výrazně vzrůstá trend zpracování elektroodpadu. Oproti roku 2011, kdy bylo zpracováno zhruba 35 tis. t elektroodpadu, se počet recyklovaného elektroodpadu téměř zdvojnásobil – vloni bylo zpracováno více než 62 tis. t elektroodpadu.

Na zvyšující se recyklaci elektroodpadů má podle Asociace recyklátorů elektronického odpadu (AREO) a skupiny REMA (REMA System pro sběr a recyklace elektroodpadu, REMA Battery pro sběr a recyklaci baterií a akumulátorů, REMA PV System pro sběr a recyklace solárních panelů) vliv nastavená tuzemská legislativa, která vychází z příslušné Evropské směrnice. Vzhledem k velmi drahému způsobu těžby primárních surovin a jejich nedostatečnému množství k využití ve výrobě vzrůstá v poslední době zájem o zpracovatelský sektor, kde vzniká sekundární (zpracovatelský) a terciární (spotřební) odpad. Nárůst recyklace a zpracování odpadu lze také připisovat větší informovanosti tuzemských firem, které začínají vnímat

šetrné zacházení s odpadem jako určitou prestiž. Zatímco dříve bylo pro firmy důležité, aby zajistily ekologickou likvidaci, splnily zákonné povinnosti a snížily náklady na odvoz elektroodpadu, dnes již nakládání s odpadem považují za prestižní oblast posilující jejich firemní kulturu a úroveň jejich korporátní odpovědnosti.

Ačkoliv lze přínos zpětného odběru elektrozařízení spatřovat v různých oblastech, velmi důležitý je způsob, jakým se elektroodpady zpracovávají. Je třeba používat nejmodernější technologie tak, aby došlo k co nejvyššímu materiálovému využití. Stále totiž existují společnosti, které z elektroodpadu vyberou jenom dobře prodejné komodity, jako například desky plošných spojů, měď nebo hliník, a zbytek skládají. Materiálové využití odpadu navíc významně přispívá ke snížení plýtvání přírodními zdroji. Recyklací elektroodpadu a baterií dochází k úspoře elektrické energie, ropy a vody a rovněž ke snížení produkce nebezpečného odpadu a skleníkových plynů. Ekologická likvidace například jednoho notebooku představuje úsporu přibližně 7 l ropy nebo téměř 400 l pitné vody.

*red. (podle tisk. zprávy LESENSKY CZ s.r.o.,
Navrátilova 224/1, 616 00 Brno, Lenka Rudišová a
podkladů ČSÚ, Asociace ARFO a skupiny REMA)*

historie hutnictví

65 let od vyrobení první trubky v Kunčicích – počátky provozu

V listopadu 2014 uběhlo 65 let od vyrobení první trubky ve válcovně trubek v Kunčicích, nyní ArcelorMittal Tubular Products Ostrava (AMTPO). Za dobu existence prošlo válcovnou 5 417 zaměstnanců. V průběhu let se v podniku vystřídaly tři generace a jména jako Zemek, Pařík, Sehnal nebo Zegzulka jsou na seznamech zaměstnanců od jejího počátku a jsou známa až dodnes. Od roku 1949 své existence vyrobila dceřiná společnost huti ArcelorMittal Ostrava přes 15 mil. t trubek. Kdyby se vyrobené trubky seřadily za sebe, vytvořily by řadu o délce 1,144 mil. km trubek.

Historie AMTPO se začala psát v polovině 30. let 20. století, kdy se ve Vítkovických železárnách začalo uvažovat o rozšíření výroby. V důsledku stísněnosti starého provozu veřejnými komunikacemi ze všech stran a nemožnosti rozšíření byla přijata koncepce výstavby nového závodu na výrobu trubek v Kunčicích na protější straně řeky Ostravice. Tato koncepce platila i za nacistické okupace, kdy byl v Kunčicích budován tzv. Jižní závod. Od r. 1942 se zde budovala trať Stiefel pro výrobu naftových trubek 4 – 10 “ s plánovanou kapacitou 130 kt/r. Byla to jediná investice Vítkovických železáren ve válečné době. Výroba trubek byla určena k dodávkám pro těžbu ropy v okupovaných územích východní Evropy. V r. 1944 se výstavba v důsledku všeobecně známých strategických problémů Německa pozastavila, a to i přesto, že dodávky strojního zařízení od německé firmy Meer byly již na místě.

Další výstavba po osvobození v r. 1945 byla ohrožena tím, že se, podobně jako v některých dalších případech československých průmyslových závodů, instalované i skladované vybavení nové válcovny objevilo na reparačním seznamu Rudé armády pro válečné konfiskace. Zasluhou jednání na mezivládní úrovni bylo však zařízení z reparačního seznamu vyňato a ještě téhož roku bylo předáno Vítkovickým železárnám. Následně na to se přikročilo k dostavbě válcovací tratě, s jejíž zprovozněním se počítalo r. 1948. Avšak politický převrat u nás a odklon od tzv. Marshallova plánu hospodářské pomoci Evropě způsobily nevyužití již připravených nových dodávek pro dostavbu válcovny od západoněmeckých výrobců, opožděné řešení sovětskými dodávkami a v důsledku toho všeho zpoždění dostavby. První trubka tak byla vyrobena ve zkušebním provozu dne 21. 11. 2049. Sovětské dodávky technologie však ještě pokračovaly a ani v následujícím roce nebyla válcovna plně zkompleťovaná. Finalizace trubek se tak musela ještě provádět v mateřských provozech Vítkovických

železáren. V případě speciálních povrchových úprav trubek protikorozi izolací tento stav trval až do r. 1960.

Závislost nového provozu nespočívala jen v úpravnách a v dohotovení výroby, nýbrž i ve vsázce, s čímž souvisela proměnlivá kvalita finální výroby. Až do r. 1952 kruhové sochory dodávaly výlučně Vítkovické železářny nebo Třinecké železářny, příp. Poldi Kladno. Teprve poté, kdy byla v Nové huti postavena spojitá sochorová trať (1. a 2. pořadí v r. 1954, 3. pořadí v r. 1956), odebírala válcovna trubek materiál z této nové tratě.

Nový provoz se stal základem budoucí válcovny trubek v Nové huti. K jeho ustavení došlo dne 29. 11. 1951. Při zahájení provozu měl závod 86 zaměstnanců, převážně z vítkovické Válcovny trub. Výroba se postupně zvyšovala z několika tisíc tun ročně na současných 320 tis. t/r. Dnes AMTPO zaměstnává 1 025 pracovníků.

Produkce závodu se v průběhu let v souvislosti s náročným technologickým vybavováním tratě a osvojováním technologie ze strany obsluhy a technického personálu neustále zkvalitňovala, takže v r. 1957 obhájila udělení značky API. Jeho nosný program, sestávající převážně z naftových trubek a rozšířený o produkci na dalších, novějších tratích (Stiefel 140 z r. 1959 s projektovanou kapacitou 75 kt/r., ale skutečnou výrobou ještě větší, a spirálová svařovna trubek), dnes zabezpečuje široké portfolio užití trubek v těžbě surovin, stavbě konstrukcí a strojírenství.

Po privatizaci a vstupu zahraničního vlastníka v roce 2003 se Nová huť stala součástí skupiny ArcelorMittal. V roce 2007 byla válcovna trubek z huti vyčleněna do samostatného podniku a stala se dceřinou společností ArcelorMittal Ostrava.

AMTPO je dnes největším výrobcem trubek v České republice i v evropské divizi skupiny ArcelorMittal. Nosným výrobkem jsou bezešvé trubky v provedení trubek hladkých, závitových, přírubových, hrdlových, profilových, osazených, olejářských a pro geologický průzkum. Společnost dále vyrábí svařované trubky se šroubovicovým svarem pro plynárenský průmysl.

red. [podle zdroje: Černá Dvořáková, B.: *tisková zpráva*, ArcelorMittal Ostrava, 2. 12. 2014; Pařík, B.: *Historie výroby trubek v Kunčicích*, rukopis přednášky, Horní Suchá, 1999; *Charakteristiky válcovacích tratí – válcovny bezešvých trub*, TEVÚH, Praha, 1986]



Linka tepelného zpracování, 50. léta 20. století



Výstupní strana stolice automatik na trati 4 – 10⁴

nová literatura

Ivo Kraus

Století fyzikálních objevů Objevy, které změnily obraz světa

(Recenze Ing. RNDr. Bohumil Tesařík)



experimentování již nestačí zápalky a sláma." (cit. R. P. Feynman.)

Dějiny evropských objevů a vynálezů, Wilhelm Conrad Röntgen – dědic šťastné náhody, Dějiny učených žen, Dějiny technických vynálezů v českých zemích, Fyzika od Thaléta k Newtonovi, Fyzikové ve službách průmyslové revoluce, Fyzika v kulturních dějinách Evropy a další – to jsou tituly populárně-vědeckých publikací, vydávaných v časovém období dvou desítek let na rozhraní 2. a 3. tisíciletí, u nichž čtenářům, kteří se zajímají o historii vědy a techniky, není asi nutné uvádět jméno autora. Širší čtenářské obci jej však představit musíme – je jím prof. RNDr. Ivo Kraus, DrSc., profesor fyziky na Fakultě jaderné a fyzikálně inženýrské, ČVUT v Praze, kde přednáší fyziku pevných látek, strukturní rentgenografii a technické aplikace difrakční analýzy. Tento náš přední vědec, pedagog a znamenitý popularizátor vědy zhodnocuje ve svých knihách a časopiseckých esejích svůj celoživotní zájem o dějiny fyziky od prvopočátků po současnost, propojuje v nich líčení poučných a často až dramatických životních osudů významných světových i našich myslitelů, přírodovědců a techniků a vysvětluje podstatu jednotlivých velkých i méně známých objevů a událostí, aby je posléze uvedl do širších historických a společenských souvislostí. Objevy a vynálezy bývají někdy zapomenuty a znovu nalézány, někdy dochází ke sporům o prvenství. Nejedna objev ve vědě nebo vynález v technice byl uskutečněn díky příznivé shodě

nahodilých okolností, ale skutečnou hybnou silou ve fyzice byli vždy lidé. Pro současnou generaci je určitě zajímavou a inspirativní skutečností, že většinu největších objevů učinili fyzikové ve věku od 20 do 30 let minulého století.

Koncem 19. století se zdálo, že fyzika již všechny otázky položené přírodě zodpověděla, nejdůležitější fyzikální teorie jsou v podstatě hotové a zbývá snad už jen upřesnit několik drobných nejasností. Stačilo však několik "šťastných náhod" v teorii i experimentování a zdánlivě nedotknutelné jistoty klasické fyziky přestaly platit. Typický pro toto období je často citovaný výrok koryfeje fyziky profesora Röntgena z období kolem roku 1920, kdy si už teorie relativity a kvantová fyzika razily cestu moderní fyzikou: "Stále mi nechce jít do hlavy, že musí člověk používat tak zcela abstraktních úvah a pojmů, aby vysvětlil přírodní jevy." Na počátku 20. století však vědu změnila nejen nová východiska pro výklad jevů v mikrosvětě, ale vyskytovalo se již více vědců než kdy předtím a věda začínala mít větší vliv na lidskou společnost. Dvacáté století bývá někdy označováno jako století válek a sociálních revolucí. Je to však také století fyziky, ve kterém došlo nejen ke vzniku a mohutnému rozvoji nejrůznějších technických oborů (elektronika, energetika, nové materiály), ale také nových fyzikálních metod (dnes se staly základními nástroji vědců počítače), které umožnily výrazný pokrok tradičních přírodních věd, jako je chemie, biologie nebo astronomie i věd interdisciplinárních – fyzikální chemie, chemické fyziky, molekulární biologie, astrobiologie a jiných.

Nová monografie autora "Století fyzikálních objevů" s podtitulem "Objevy, které změnily obraz světa" vydaná nakladatelstvím Academia (s podporou Akademie věd ČR) ve své edici Galileo (Praha 2014, 1. vyd., 375 s.) odpovídá stručně a jasně na otázku, jaký měly fyzikální objevy 20. století vliv na rozvoj současné vědy a techniky a na náš každodenní život.

Knihy je rozdělena do dvou částí. První je nazvána "Mezníky na cestě do atomového věku" (40 stran) a obsahuje chronologický přehled významných fyzikálních objevů v minulém století s nezbytným logickým exkursem ještě do století předminulého, počínaje objevem polovodičů (1833), fotovoltického

jevu (1839) a katodového záření (1858) a konce fullerenu (1985), vysokoteplotní supravodivosti (1986) a grafénem (2004). Druhá, obsáhlejší část "Objevy, které změnily fyzikální obraz světa" (335 stran) obsahuje vyprávění o životní dráze a díle jednotlivých přírodovědců. Všichni měli jedno společné: přirozenou lidskou touhu objevovat, klást si těžké otázky a hledat na ně netradiční odpovědi. Nepracovali pro slávu a většinou ani pro osobní prospěch; důležitější než cíl byla cesta, kterou k němu museli ujít. Vědecký objev, průkopnický čin, vynález, technické řešení ... mnoho práce, léta dřiny, noci strávené v laboratořích či pracovnách, někdy již zmíněná náhoda, štěstí.

Celý text je uspořádán do 35 samostatných kapitol. Obsah toho, co se o změnách fyzikálního obrazu světa 20. století dozvíme, naznačují názvy jednotlivých pasáží: Röntgenův dar lidstvu, Uranové paprsky Antoina Henriho Becquerela, Radioaktivita (rodina Curieových), Kvantová hypotéza (Max Planck), Einsteinův annua mirabilis, Experimenty otce jaderné fyziky Ernesta Rutherforda, O modelování atomů (Bohr), Mřížková stavba krystalů (Laue), Rovnice, která proslavila otce i syna (Braggové), Nobelovy ceny pro Philippa Lenarda a Johannese Starka, Vlny jako částice (de Broglie), Princip Wolfganga Pauliho, Zákonitá neurčitost (Heisenberg), Schrödingerova rovnice i

legendární kočka, Pro krásnou teorii má příroda vždy uplatnění (Dirac), Trojhvězdi československé meziválečné fyziky (Dolejšek, Placzek, Žáček), Alma mater ruských fyziků (Joffe), Čerenkovovo záření, Přírodní zákony objevené P. L. Kapicou, Škola Lva Davidoviče Landaua, Intuice Enrica Fermiho, Energie velebená i proklínaná (Meitnerová, Hahn), Spontánní štěpení uranu a urychlování relativistických částic (Fljorov), Gigantická fluktuace (Richard Feynman), Vodíková bomba (Sacharov), Polovodičová revoluce, Vyplněná předpověď Alberta Einsteina (luminiscence), Slupkový model jádra (Goeppert-Mayerová), Sté výročí supravodivosti (Kamerlingh Onnes), Okno do světa elementárních částic (Fyzikové s neobvyklým životním posláním), Navzdory osudu (Stephen Hawking), Heteropřechody a heterostruktury (Žores Alfjorov), Od grafitu ke grafanu.

Prozatím poslední vydané autorovo biografické dílo (navazující na předchozí monografie "Od Thaléta k Newtonovi" a "Fyzikové ve službách průmyslové revoluce" je svým rozsahem, zaměřením, srozumitelností (téměř bez matematického aparátu) a hloubkou zpracování v naší technické a historiografické literatuře ojedinělé a jistě se stane nejen užitečným zdrojem informací, ale i pramenem ušlechtilé zábavy pro veřejnost nejen úzce odbornou. Fyzika není jen věda, je to také zábava.

Proces zotavování by mohl dále pokračovat

Stahl Aktuell

26. 9. 2014

Německý ocelářský průmysl se i nadále nachází v obtížné konjunkturální situaci, hospodářské sdružení Ocel (WV Stahl) počítá ale s tím, že zotavení bude pokračovat. V letošním roce vykázalo světové ocelářství jen přehledný růst: v roce 2013 činila celosvětová výroba surové oceli 1,481 mld. t, v r. 2014 se očekává 1,527 mld. t. V r. 2015 by se měla výroba pohybovat kolem 1,576 mld. t. Jeden problém bude ale v dohledné době obor dále zatěžovat – nízké využití světových kapacit. Od roku 2012 se toto využití pohybuje kolem 80 % a v r. 2014 nedošlo k žádnému zlepšení. Především v rozvojových zemích se využití v tomto roce opět snížilo. Zvlášť zřetelný příklad tohoto vývoje nacházíme v Číně – vzhledem ke stagnující domácí poptávce z důvodu poklesu ve výstavbě bytů a současného zvyšování výroby kolem 3 % v období od ledna do července dochází ke zvýšenému exportu. V Německu a EU se v prvním pololetí nachází konjunktura na vzestupu a využití kapacit se zlepšuje. Konjunktura v eurozóně ovšem oslabuje. Rizika pro konjunkturu se zvyšují – zvláště v Itálii a Francii se konjunktura zastavila, navíc ruské sankce postihují německé zpracovatele oceli. K tomu přicházejí zvyšující se importy oceli ze třetích zemí.

Úsporný program Thyssenkrupp

Börsen-Zeitung

25. 9. 2014

Průmyslový koncern ThyssenKrupp výrazně překročí svůj plán úspor nákladů v obchodním roce 2013/2014. U úspor dosáhl hodnoty přesahující 900 mil. €, Původně koncern plánoval ušetřit 850 mil. €. 90 % úspor zajistil koncern v prvních třech čtvrtletích obchodního roku. V průběhu tří let chce snížit nákladové položky celkem o 2,3 mld. € a tento program platí jako podstatný faktor při návratu koncernu do černých čísel. Šéf koncernu ale zdůraznil, že transformace koncernu z ocelářství na diverzifikovaný program musí probíhat bez přerušení i nadále.

společenská kronika

Rozloučení s Ing. Vladimírem Dědkem, CSc.

Dne 14. července 2014 zemřel ve věku 82 let významný odborník p. Ing. Vladimír Dědek, CSc., osobnost spjatá s hutnictvím a válcováním ocelových pásů, která ovlivnila vývoj v této oblasti po dlouhá léta. Krátká vzpomínka na jeho profesní vývoj a odkaz, který nám zanechal svou vytrvalou a intenzivní prací, vytvoří snad nejlepší obraz jeho osobnosti.

Po absolvování hutnické fakulty Vysoké školy báňské v Ostravě, nastoupil Ing. Dědek, CSc. v roce 1955 do Vítkovických železáren na pracoviště Výzkumného ústavu, kde působil nepřetržitě více než 40 let. Postupně zastával funkci výzkumného pracovníka, po obhajobě kandidátské disertační práce v 1964 pak vědeckého pracovníka, vedoucího výzkumného oddělení válcování a později i výzkumu tváření ocelí.

Zatímco samotné počátky jeho pracovní činnosti jsou spojeny s řešením některých úkolů pro vítkovické válcovny trubek, jeho další specializace byla již těsně spjata s problematikou pásových ocelí různých typů a účelu použití. Nejprve se zabýval řešením problematiky křemíkových ocelí pro elektrotechnické účely, dále ocelí hlubokotažných a výšeuhlíkových kalených ocelových pásů. Významnou etapou jeho specializace bylo období let 1965 až 1978, kdy řešil vývoj řady jakosti pásů z uhlíkových i legovaných ocelí včetně jejich výrobní technologie. Byly to zejména nové typy pásových ocelí pro pily na dřevo, zavedené do ČSN pod označením 14 182, 16 270 a 19 615, pásové oceli uhlíkové a korozivzdorné na holicí čepelky a nože, popř. chirurgické nástroje značek 19 241 MOD, 17 029, 17 030 a 17 031. V souvislosti s vývojem další, vysoce progresivní oceli 19 140, zpracovávané dále zušlechťováním a přesným stříháním za studena a používané v dálkopisných strojích, je možné vzpomenout jeho významný podíl na začátcích využívání speciální ocelářské technologie duplexního vakuování, s využitím rafinačních metod sekundární



Ing. Vladimír Dědek, CSc.
na 72. semináři Společnosti ocelové pásy
v dubnu 2013

metalurgie při výrobě pásových ocelí, což významně zvýšilo jejich zpracovatelské a užité vlastnosti.

V 80. letech minulého století byly jeho vědecké a výzkumné práce nerozlučně spjaty s rozvojem jaderného programu v československých závodech VÍTKOVICE a ŠKODA. Jako řešitel a koordinátor několika státních výzkumných úkolů společně se svými spolupracovníky vyřešil technologii výroby ocelí, hutních polotovarů a finálních ocelových pásů z chrom-niklových korozivzdorných ocelí typu 25/13 a 19/10 Nb nebo také z nízkouhlíkových typů 25/13-E, 20/10 Nb a 22/11 Nb pro navařování vnitřních povrchů důležitých komponent zařízení pro jaderné elektrárny. Vedle uvedených stěžejních úkolů řešil Ing. Dědek,

CSc. mnohé další technologické výzkumné úkoly, zaměřené na optimalizační, racionalizační a intenzifikační opatření ve výrobě ocelových pásů. Zatímco výzkumná problematika výroby korozivzdorných ocelí směřovala do Královodvorských železáren Beroun a Válcoven plechu Frýdek-Místek, byla oblast ocelí pro jadernou energetiku spjata zejména s válcovnami ocelových pásů ve VÍTKOVICÍCH. Zde v roce 1978 zpracoval s kolektivem spolupracovníků první souborný Atlas vlastností za studena válcovaných pásových ocelí. Z období počátku restrukturalizace hutnictví po r. 1990 byla pod jeho vedením vypracována v podniku první rozvojová studie, a to pro Válcovnu pásů za studena VÍTKOVICE.

Výsledky své vědeckovýzkumné činnosti vždy dokázal Ing. Dědek, CSc. velmi aktuálně a srozumitelně přiblížit zájemcům z řad odborné hutnické i uživatelské veřejnosti. Již v letech 1964 až 1974 vydal tři knižní monografie z oblasti technologie výroby a tepelného zpracování pásových ocelí. K těmto knihám – Tepelné zpracování ocelových pásů válcovaných za studena (1964), Hlubokotažné ocelové pásy (1967) a Kalené ocelové pásy (1974), přibýly rovněž dvě vysokoškolské učebnice – Tváření oceli (1988) a Válcování (1991), u

nichž je spoluautorem. Rovněž v souborné publikaci svého dlouholetého kolegy prof. Ing. Milana Židka, DrSc., vydané v roce 1995 společností ALECO Praha, pod názvem Metalurgická tvařitelnost ocelí za tepla a za studena, byl do jisté míry skrytým spoluautorem kapitol o válcování ocelových pásů za studena.

V letech 1972 až 1976 byly Domem techniky ČSVTS Ostrava ve spolupráci se skupinou nadšenců z katedry tváření na VŠB v Ostravě a Vítkovického výzkumu pořádány velmi populární tzv. Kurzy tvařitelnosti oceli, určené pro akademickou a výzkumnou sféru, ale i pro odborníky z provozů. Rovněž při této příležitosti se Ing. Dědek, CSc. nesmazatelně zapsal do historie vzniku tzv. ostravské školy plastické deformace a metalurgické tvařitelnosti, která v té době určovala směry dalšího vývoje i v mezinárodním měřítku. Tyto kurzy byly uspořádány v mnoha hutnických i strojírenských podnicích v Československu, jako jsou VÍTKOVICE, Trinecké železářny, Železářny Chomutov, Nová huť Ostrava a rovněž i VŠT Košice, ale i v řadě dalších organizací patřících do tehdejšího odvětví Hutnictví železa.

Kromě toho zveřejnil v renomovaných odborných časopisech a ve sbornících z tuzemských i zahraničních konferencí cca 200 článků, příspěvků a přednášek. Zde nelze přehlédnout jeho publikační věrnost Hutnickým listům. Původnost a vysoká technická úroveň řady vyřešených výzkumných problémů umožnila i jejich patentovou ochranu, přičemž z více než dvaceti přihlášených vynálezů s uděleným autorským osvědčením byly plně tři čtvrtiny realizovány v průmyslové praxi s vysokými ekonomickými přínosy.

Nelze nezmínit rozsáhlé společensko-odborné aktivity Ing. Dědka, CSc. Především na půdě ČSVTS, kde byl členem již od roku 1957, má jako zakladatel a dlouhodobý předseda celostátní odborné skupiny Výroba ocelových pásů Hutnické společnosti ČSVTS rozhodující zásluhu na smysluplné a koncepční práci této skupiny, a to i v době po roce 1989, kdy tato odborná skupina získala nový název Společnost Ocelové pásy (SOP). Je příznačné, že i po rozdělení republiky v roce 1992 pracuje tato vysoce odborná společnost nadále jednotně pod vedením pětičlenné výkonné rady a voleného prezidenta SOP. Pravidelná setkání členů této skupiny stejně jako řada celostátních i mezinárodních konferencí, kde Ing. Dědek, CSc. působil jako odborný garant (5krát) či alespoň jako člen organizačního výboru, umožnila získat účastníkům zajímavé informace a aktuální technický rozhled v problematice výroby a vlastností ocelových pásů doma i v zahraničí. Na podzim roku 2013 se účastnil 73. semináře SOP, na kterém spolu s členy společnosti oslavil 40. výročí jejího založení. A musíme zdůraznit,

že jeho příspěvek k oslavám byl aktivní, neboť svým podílem přispěl k vydání pamětní publikace k tomuto výročí.

Ing. Dědek, CSc. se aktivně zapojil i do vědecké a pedagogické činnosti na Vysoké škole báňské v Ostravě. Vedle třísemestrálního působení jako externí učitel byl dlouhodobým členem i předsedou státnicových komisí pro obhajoby diplomových prací v oboru tváření kovů. V roce 1984 byl jmenován členem komise pro obhajoby kandidátských disertačních prací v oboru hutnictví a v roce 1991 členem habilitační komise pro posuzování docentských prací v oboru tváření. Jako školitel dovedl k úspěšným obhajobám několik vědeckých aspirantů. S jeho alma mater jej pojila i pravidelná setkání absolventů jeho ročníku, s neotřelým společenským a odborným programem, jejichž byl jedním z neúnavných a obětavých organizátorů, a to po celou dobu jako předseda přípravného a organizačního výboru. Po posledním 10. sjezdu uspořádaném v roce 2010, již po pětadesáti letech od ukončení studia, Ing. Dědek, CSc. předal veškeré získané materiály, mající i historickou cenu pro VŠB-TU Ostrava, archivu vysoké školy, jelikož obsahovaly i unikátní dokumenty o činnosti mnoha profesorů, které by jinak upadly v zapomnění.

Ing. Dědek, CSc. měl všestranné zaměření ve svých aktivitách. Kromě vědecké, výzkumné, publikační, manažerské a pedagogické činnosti se věnoval i výkonnostnímu sportu. V mladších letech aktivně sportoval, věnoval se skoku o tyči a dosáhl významných úspěchů vrcholících v československé reprezentaci. Atletice byl i nadále věrný i po ukončení závodní činnosti, působil ve středisku vrcholového sportu TJ Vítkovice a svou sportovní orientaci po dlouhá léta věnoval do výpomoci při organizování tradiční Vítkovické tretry.

V Ing. Vladimírovi Dědkovi, CSc. odešel inženýr a vědec, který významně svou prací přispíval ke zkvalitnění výroby ocelových pásů v naší zemi po dlouhé období. Jeho pracovní nasazení a rozsah znalostí byl mimořádný a ovlivnil svým přístupem velké množství kolegů a následovníků.

Za Společnost Ocelové pásy a Hutnické listy s trvalou vzpomínkou a v hluboké úctě

*Ing. Josef Bořuta, CSc., tajemník SOP
v letech 1993 – 1999*

*Ing. Tomáš Kubina, Ph.D., současný tajemník SOP
Ing. Jan Počta, CSc., redaktor HL*

Ing. Vladimír Šebelík, in memoriam

Ve věku nedožitých 95 let zemřel 11. září 2014 po delší těžké nemoci náš přední koksárenský odborník Ing. Vladimír Šebelík. Z tohoto světa odešel vynikající technolog a projektant koksoven, organizátor a dlouholetý aktivní účastník odborného i společenského dění.

Ing. Vladimír Šebelík se narodil 2. října 1919 v Praze. Po absolvování Matičního reálného gymnázia v Ostravě začal studovat na Vysoké škole báňské v Příbrami. Kvůli uzavření vysokých škol za protektorátu však studium přerušil a pracoval na koksovně ve Zbýšově u Brna. Studia dokončil po válce v roce 1947 na stejné škole již v Ostravě. Po krátké provozní praxi působil jako vedoucí provozu na koksovně Generál Svoboda v Ostravě-Přívoze (původní název koksovna František, nyní Svoboda) Ostravsko-karvinských koksoven až do roku 1955, kdy přešel do odštěpného závodu Místek projekční a inženýrské organizace Hutní projekt Praha na funkci hlavního technologa koksárenství.

V roce 1960 se stal ředitelem místeckého závodu. Z této pozice byl v roce 1970 odvolán z politických důvodů. Působil pak jako hlavní specialista ve stejném podniku, a to až do odchodu do důchodu v roce 1984. I v důchodu se však ještě řadu let aktivně podílel na technické přípravě ekologizace českých koksoven.

Během téměř čtyřicetiletého působení v místeckém Hutním projektu ovlivňoval Ing. Šebelík rozhodujícím způsobem modernizaci všech československých koksoven a projekci mnoha koksárenských baterií. Zde je nutno zejména vyzvednout jeho zásadní podíl na utváření koncepce a posléze na realizaci projektu výstavby koksovny Východoslovenských železáren



v 60. letech minulého století. Své rozsáhlé zkušenosti a technickou erudici uplatnil i při tvorbě koncepcí československého koksárenství. Vysokou úroveň měla jeho častá publikační činnost v odborných časopisech i přednášky na odborných shromážděních.

Významná byla i jeho odborně-společenská angažovanost. Byl dlouholetým předsedou koksárenské sekce Vědecko-technické společnosti a aktivním členem nástupnické České koksárenské společnosti. Pod její patronací vydal v roce 1996 publikaci „Vývoj koksárenství v českých zemích a na Slovensku“,

kde shromáždil data, prezentující celou historii karbonizace uhlí u nás. V roce 2013 se ještě spolu s dalšími spoluautory podílel na jejím aktualizovaném vydání. I přes vysoké pracovní nasazení si Ing. Vladimír Šebelík vytvořil prostor pro své zájmy, k nimž zejména patřilo výtvarné umění a hudba.

Ing. Vladimír Šebelík uplatňoval ve své práci, kromě technického talentu, také své výrazné povahové rysy, z nichž se sluší připomenout alespoň pracovitost, systematickост a komunikativnost. Byl mimořádnou autoritou československého koksárenství, tvůrčím technikem i výborným manažerem, který byl jak spolupracovníky v místeckém Hutním projektu, tak i celou koksárenskou veřejností vysoce uznáván a respektován. Jeho úmrtím ztrácí české koksárenství jednu z nejvýznamnějších osobností, erudovaného technika, který významně ovlivnil směry rozvoje tohoto oboru v druhé polovině minulého století.

*Ing. Albin Magera
HUTNÍ PROJEKT Frýdek-Místek a.s.*

hutnictví ve světě

Tlustostěnné trubky pro větrné elektrárny

Saarbrücker Zeitung

19. 9. 2014

Dillinger Hütte rozšiřuje svůj obchod v oblasti mořských větrných zařízení. Výrobce oceli investoval 175 mil. € do nového závodu. Ocel, potřebná pro obří větrné elektrárny se má postarat i o dobré vytížení hutě v Dillingenu. Nový závod Steelwind Nordenham startuje se 150 zaměstnanci a má vyrábět systémy základů pro mořské větrné elektrárny (tzv. monopily). Monopily mohou dosahovat průměru až deseti metrů a délky 120 m a hmotnosti 150 t. Jsou zaráženy do mořského dna, až jsou pevně ukotveny a mohou vzdorovat mořským proudům a silám větru. Plná kapacita má být dosažena v roce 2016.

Mimořádné vlastnosti oceli pro impozantní dimenze

konstruktionspraxis.de

23. 9. 2014

Zakládací lodě pracují bez přerušení několik měsíců na moři při výstavbě, přestavbě nebo likvidaci mořských plošin, pokládají kilometry potrubí nebo montují větrné elektrárny. Sesterské lodě Goliáš a Sampson se svou délkou 180 m, šířkou 32 m a hrubou tonáží 25 812 BRZ patří k největším plavidlům tohoto typu na světě. Na palubě mají k dispozici tři jeřáby – jeřáb pro těžká břemena Liebherr s maximální únosností 2 000 t a dva menší pro 100 a 70 t. Jeřáb pro těžká břemena má vyložení 35 m pro maximální zátěž. Při vyložení 74 m může ještě nosnost zvýšit na 530 t a při maximálním vyložení 87 m na 500 t. Tento jeřáb je i přes svoji velikost konstruován s konvenčními valivými ložisky. Ložiska mají průměr 9 m. Ocel pro jeřáby dodala firma Dillinger Hütte, celkem 1400 t, z toho 1 200 t vysokopevnostních tlustých plechů s minimální mezí kluzu 690 MPa. Při válcování plechů dosáhly válcovací síly hodnoty 11 000 t, čímž se dosáhlo dokonalé homogenizace struktury. Po válcování byly plechy zušlechtěny.

Saarstahl investuje 30 milionů € v lokalitě Neunkirchen

Stahl Aktuell

29. 9. 2014

Saarstahl AG investuje 30 mil. € do kompletní modernizace drátové válcovací tratě 32 v Neunkirchenu. Stavební práce začnou koncem roku 2015 a budou probíhat při zachování provozu. Zprovoznění je plánováno uprostřed roku 2016. Touto investicí si koncern chce zajistit tržní podíly

v segmentu špičkové kvality pro zákazníky z oboru automobilového průmyslu a stavby strojů. Trať 32 v Neunkirchenu má dnes kapacitu 600 kt/r. Válcuje ocel určenou dále pro pýchované za studena v hutní druhovýrobě, pružinovou a automatovou ocel – pro další zpracování jako šrouby, spojovací prvky, soustružené díly a nápravové pružiny. Investicí má být kompletně přestavěna vysokorychlostní část tratě.

Stoupající trend ve spotřebě šrotu

Stahl Aktuell

26. 9. 2014

Jeden trvalý jev bude v předvídatelné budoucnosti provázet trhy se šrotem: celosvětově stoupající poptávka. Vzestup hospodářského růstu povede ke kratším životním cyklům u všech druhů železného šrotu. Recyklace se tak stane celosvětovým tématem a získá na významu jak u spotřebitelů, tak u producentů. Zejména recyklace starých vozidel je celosvětově definitivně schopna dalšího růstu. Vyrůstá i úloha vývoje a výzkumu, protože recyklační technologie se nacházejí ještě v plenkách. Recyklační hospodářství je ale ohrožováno ilegálními exporty sekundárních materiálů a také velkým množstvím odpadů na deponiích. Celosvětově nejdůležitějšími exportéry šrotu jsou USA a EU. Velká část těchto exportů míří do Turecka, Egypta, Číny, Jižní Koreje a Indie, ale také např. do Švýcarska.

Rodinný podnik SMS Group je nově sestaven

Franfurter Allgemeine, Rheinische Post

25. 9. 2014

Výrobce technologických zařízení SMS zavře svoji centrálu v Düsseldorfu. Novým sídlem se stane Mönchengladbach, kde s divizí „Meer“ již dnes existuje velký výrobní areál. Kromě toho budou opuštěny areály v Duisburgu, Langenfeldu a v CÁCHACH. Kolik pracovních míst zanikne, není zatím jasné, hovoří se o 2 000 zaměstnancích z celkového počtu 14 000. Dceřiné společnosti SMS Siemag, SMS Meer a SMS se sloučí. Koncern bude řízen z Mönchengladbachu a Hilchenbachu. Dodavatel kompletních výrobních zařízení pro ocelářství i pro obor neželezných kovů měl v rekordním roce 2008 zakázky za 5 mld. €, v roce 2013 jen za 3,3 mld. V r. 2014 obrát znovu klesne, protože odpadnou dvě důležité zákaznické země – Rusko a Ukrajina. Celosvětově již prakticky neexistují velké projekty, převažují modernizace a objednávky jednotlivých zařízení. K tomu se přidává fakt, že SMS se svým hodnotovým řetězcem

převážně v Německu nemůže cenově konkurovat s asijskou konkurencí.

Klöckner s novým názvem

Rheinische Post Duisburg

24. 9. 2014

Firma Klöckner Stahl- und Metallhandel GmbH, sídlící v Duisburgu, teď vystupuje pod novým názvem Klöckner & Co Deutschland GmbH. Nový název má podtrhnout nové směřování – firma se s čistého obchodníka s ocelí vyvíjí směrem k poskytovateli služeb, který bude svým servisem vytvářet přidanou hodnotu u zákazníků. Trh se v posledních letech tak změnil, že model obchodníka s ocelí a kovy držícího jen sklady, již neodpovídá potřebám zákazníka.

Ocel se dostává do formy

Euro am Sonntag

27. 9. - 3. 10. 2014

Po třech letech ochlazení se evropští oceláři opět zahřívají na provozní teplotu. Poptávka v Evropě se od roku 2011 znovu zvedá, jak radostně oznamuje hospodářské sdružení Ocel. Oborový svaz očekává pro r. 2014 navýšení odbytu o 3 %. Zvedají se ale nejen obraty. Jako první německý specialista se do černých čísel dostal obchodník s ocelí Klöckner & Co z Duisburgu. Akcionáři mohou v roce 2014 znovu počítat s dividendou. I u evropských ocelářských obrů ArcelorMittal a ThyssenKrupp nastává v letošním roce obrát. Pro koncern Salzgitter se návrat do ziskové zóny očekává v roce 2015. Pozitivní impulzy přicházejí především z automobilního průmyslu, který potřebuje cenné speciální oceli. Konjunkturní indikátory sice ukazují ještě v Evropě slabost, faktem ale je, že mnohé státy již realizovaly nebo startují velké investice, zvláště v infrastruktuře, což pro ocelářství znamená začátek cyklického růstu. Zlepšující se výsledky ocelářského průmyslu zatím ale ještě vyplývají spíše z mnoha úsporných programů a dále z toho, že ceny surovin se pohybují na několikaletých minimech. V tomto pozitivním vývoji ale existuje jedna velká brzda – Čína. Od určité doby Čína zaplavuje světové trhy levnou ocelí a objevují se požadavky na importní omezení. Vzorem jsou USA, kde antidumpingová cla oživila tuzemský obchod s ocelí. Jako sporný se z tohoto důvodu jeví prodej americké dcery největšího německého výrobce oceli ThyssenKrupp právě ve chvíli, kdy v USA naskakuje poptávka.

Nová studie o evropském trhu s rourami

plasticker.de

25. 9. 2014

Velkolepé potrubní projekty zaměstnávají nejen mezinárodní politiku, ale také průmysl. Institut Ceresana vzala evropský trh s trubkami a výstavbu potrubí pod lupu. Očekává, že poptávka po trubkách stoupne do roku 2021 nad 51 mil. t. Aby se

zmenšila závislost tranzitních cest přes Bělorusko a Ukrajinu, plánuje Rusko postavit plynovod South Stream, dlouhý přes 1.000 km, který povede přes Černé moře a Balkán až do Rakouska. Stavba již započala, v Bulharsku je ale momentálně ohrožena. Další ruský plynovod Nord Stream byl zprovozněn již v roce 2011. Místo ztroskotaného projektu Nabucco se plánuje plynovod „Trans Adriatic Pipeline“ z Turecka do Itálie. Více než polovina všech trubek pro potrubí je varobena z oceli. Nejvíce trubek se vyrábí v Rusku – přes 10 mil. t/r. Dalším velkým výrobcem je Turecko, Německo a Itálie. V budoucnu by ale mohla větší část trhu získat výroba plastových trubek, které jsou mnohem lehčí a levnější.

Výjimky pro energeticky náročný průmysl potvrzeny

Kurier

25. 9. 2014

Těsnou většinou schválil výbor pro životní prostředí Evropského parlamentu plánované výjimky u emisí. Návrh zelených, který byl směřován proti těmto výjimkám byl 34 hlasy proti 30 zamítnut. U této výjimky pro energeticky náročný průmysl, zvané též „Carbon Leakage“ jde především o obavy, aby se výroba v oborech, jako je ocelářství a cementářství, nepřesunula z Evropy jinam, a neohrozila tak mnoho pracovních míst. Zelení argumentují tím, že obavy jsou přehnané.

ArcelorMittal vyděsil oceláře

Frankfurter Allgemeine

29. 9. 2014

Primus ocelářského oboru ArcelorMittal společně s podnikatelskou rodinou Marcegaglia zkoumá možnosti koupit dříve největší ocelárnu v Evropě, podnik Ilva v Tarantu. Rivalové by viděli raději, kdyby byl podnik uzavřen. Italský premiér Matteo Renzi by rád podnik oživil. Po mnohaměsíčním sondování má být ještě letos nalezen soukromý investor. Premiér nejprve vedl rozhovory s indickým koncernem JSW Steel, který se uchází i o insolventní italskou skupinu Lucchini. Nyní potvrdil svůj zájem ArcelorMittal. Jednání je ale zřejmě už o krok dál; koncern naposledy jednal s italskou ministryní hospodářství, společně se sourozenci Marcegaglia, kteří vlastní mimo jiné válcovny s obratem 4 mld. € a 6 500 zaměstnanci. Pro oceláře v Evropě, pracující většinou se ztrátou, to jsou alarmující zprávy. Evropská spotřeba oceli sice v r. 2014 poprvé od vypuknutí krize roste, ale i kdyby se růst udržel i v následujícím roce, zůstanou v Evropě obrovské přebytkové kapacity. Roční spotřeba oceli je asi 140 mil. t a kapacita zůstává na 200 mil. t/r. Tento fakt je také hlavní příčinou neuspokojivých cen a ztrát v ocelářském průmyslu.

Krátky historický prehľad hutníctva medi na Slovensku

[Zaniknuté hutnícke technológie na Slovensku]



Obr. 1 Odliatky a zlievarenská forma z doby bronzovej, sídlisko Otomanskej kultúry, Nižná Myšľa, 1700 – 1500 rokov pred Kristom

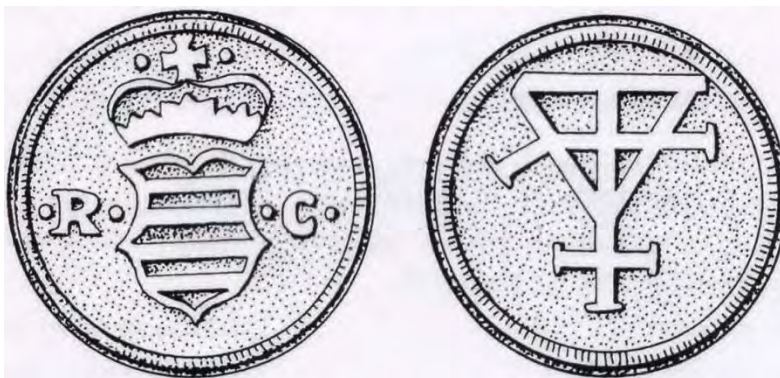
Meď je jeden z mála neželezných kovov nachádzajúcich sa v prírode v rýdzom stave, a preto si človek osvojil jej výrobu už v prehistorických dobách a v staroveku. Najstaršie slovenské medené nálezy v Mlynárčiach, Svodíne a Čičarovciach sú datované do mladšieho neolitu až staršej bronzovej doby. Medzi európsky významné centrá medenej a bronzovej metalurgie patrí sídlisko ľudu Otomanskej kultúry v Nižnej Myšli pri Košiciach, ktoré je datované do rokov 1700 až 1500 pred Kr. (obr. 1). Nemenej významné sú bronzové a medené nálezy z lokality Myšia hôrka pri Spišskom Štvrtku nazývanej v odborných kruhoch, nie nadnesene, ako slovenské Mykény, patriace do tej istej doby.

Pre rozvoj výroby medi v Hornom Uhorsku (Hungaria Superior) čo bol oficiálny názov dnešného Slovenska ako súčasť Uhorského kráľovstva, malo význam obdobie neskorého

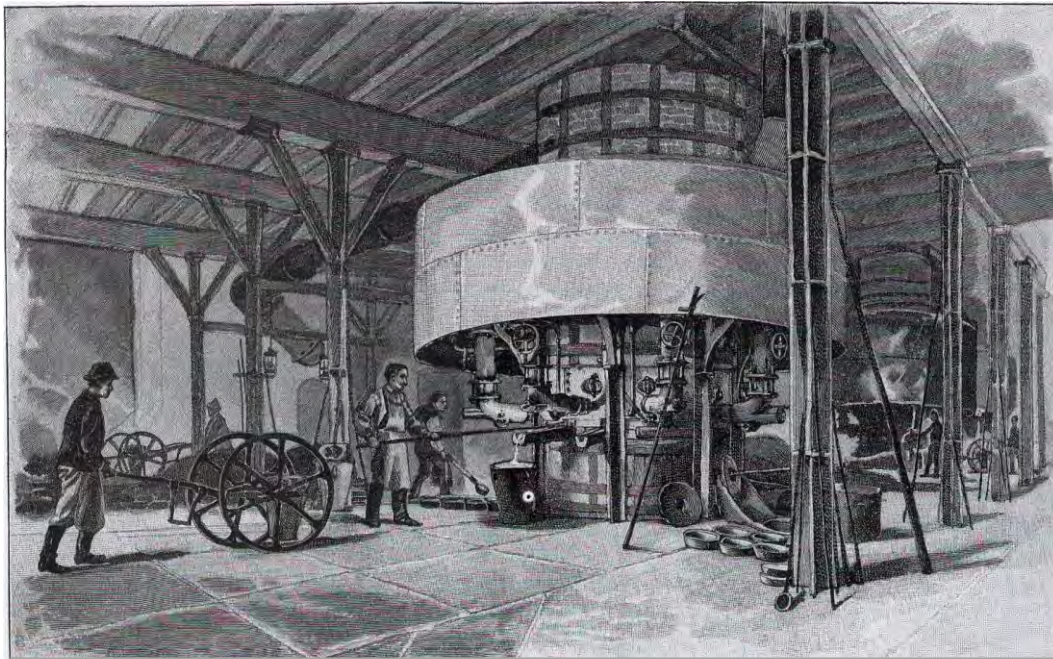
stredoveku a ranného novoveku, teda 13. až 18. storočie. Bola to predovšetkým východoslovenská meď, ktorá sa dostávala cez Poľsko a Prusko do Hamburgu a ďalších hanzových miest na európske trhy. V prameňoch zo 14. storočia sa pôvod tejto medi identifikuje ako krompašská, tichovodská, gelnická, spišskonovoveská a smolnícka meď. Významným centrom mediarenstva na prelome stredoveku a novoveku bola bansko-bystrická oblasť vrátane Lubietovej s množstvom najvyššieho objemu odpredanej medi v rámci Kremnickej kráľovskej komory. Táto situácia sa vyvinula postupne, pretože v stredoveku hlavným cieľom ťažby a produkcie bolo striebro a meď bola dlho vedľajším produktom spracovania strieborno-medených rúd. K prívlastku „medená“ sa Banská Bystrica popri „zlatej“ Kremnici a „striebornej“ Banskej Štiavnici dopracovala postupne. Zlatý vek hutníctva medi na území Slovenska nastal až od konca 15. storočia v čase Thurzovsko-Fuggerovského podniku (1494-1526) a neskôr Fuggerovského podniku (1526-1546) v Banskej Bystrici. Za prvých tridsať rokov tejto spoločnosti sa iba v dvoch hutách v Tajove a Moštenici vyrobilo 818 800 centov medi, čo je približne 50 000 t, čo bolo vo vtedajšej dobe závažne vysoké množstvo v svetovom meradle. Keď cisár Maxmilián I. zakázal vo Fuggerau rafinovať bansko-bystrickú meď, aby ochránil alpskú produkciu pred uhorskou konkurenciou nastal čas aj pre ukončenie činnosti Fuggerovského „uhorského“ podniku, ktorý prešiel pod uhorskú kráľovskú správu (je nutné vedieť, že uhorským kráľom bol Ferdinand I. syn ríšskonemeckého cisára Maxmiliána I.). Aj po prechode Fuggerovskej spoločnosti pod kráľovskú správu bol bansko-bystrický obchod s meďou európsky významný (obr. 2).

Technológia bola dobovo pokročilá, vyvinutá v Thurzovsko-Fuggerovskom podniku, pre špecifický charakter polymetalických medených rúd. Na jej vývoji sa podieľal ešte Ján Thurzo. Išlo o redukčné tavenie, nasledovalo „šplajsovanie“ (istý druh oxidačného rafinačného tavenia) a sciezanie striebra a zlata za pomoci roztaveného olova. Tento uhorský (karpatský) proces poznal aj Agricola a popisuje ho v 11. knihe („Kniha jedenásta zaslúčuje do spôsobov ako oddeľovať striebro od medi“) svojho nesmrteľného spisu „De re metallica libri XII.“

Na rozvoj výroby medi v 18. storočí malo vplyv posilnenie moci Habsburgovcov po neúspešných protihabsburgských povstaníach a po víťazných vojnách nad Osmanskou ríšou (1683, porážka Mehmeda IV pri Viedni). V tom čase sa Uhorské kráľovstvo stalo dedičnými korunnými krajinami Habsburgovcov dôsledkom čoho bolo, že väčšina produkcie medi, zlata a striebra patrila pod erárnu správu.



Obr. 2 Značky na bansko-bystrickej medi exportovanej v 2. polovici 16. storočia po thurzovsko-fuggerovskom období



Obr. 3 Šachtová redukčná pec typu Pilz na tavenie polymetalických Pb-Cu koncentrátov, Banská Štiavnica, 1892

Ťažisko výroby medi sa presunulo do oblasti Spišského panstva s centrom v Smolníku, Gelnici a Spišskej Novej Vsi. V roku 1747 bolo v oblasti 24 ťažiarenských hút v 14 lokalitách. Podstatnú časť výroby erár sústredil do hút v Smolníku, Starej Vode, Stratenej a Zlatej Idke. Výroba sa v druhej polovici 18. storočia zvýšila na 21 000 centov ročne (viedenský cent 56,15kg).

Na začiatku 19. storočia sa tavila ruda vo viac ako 30 hutách, okrem iného v Smolníku, Gelnici, Dobšinej, ale aj Krompachoch, Medzeve, Folkmári, Margecanoch, Rožňave i inde na území východného Slovenska. Pracovali aj huty v oblasti Banskej Bystrice. Huty v regióne východného Slovenska vyrobili v roku 1842 spolu 2 060 metrických ton medi, čím sa dostali na tretie až štvrté miesto v medzinárodnom meradle. Neskôr začala klesať výdatnosť rúd a navyše na svetových trhoch klesala cena medi, a tak v roku 1905 výroba medi významne poklesla.

V roku 1847 bol postavený závod Štefanská huta pri Krompachoch. Vsádzku tvorili tetraedritové a chalkopyritové rudy z viacerých lokalít. Elektrolýza tam bola zavedená v roku 1890. V tom čase sa v Banskej Štiavnici vyrábalo 800 ton Cu anód ročne, z toho asi 300 ton z Pb-Cu koncentrátov. Na redukčné tavenie sa používala technicky vyspelá šachtová pec Pilz (obr.3), ktorá produkovala surové olovo a medený kamienok určený pre výrobu medených anód. Anódy potom boli posielané na spracovanie do elektrolýzy v Banskej Bystrici.

Výroba medi v Krompachoch začala svoju novodobú históriu v 30. rokoch 20. storočia a po roku 1958 sa Kovohuty n. p. stali jediným výrobcom medi v Československu. Výroba z domácich sulfidických koncentrátov zo Sloviniiek i z dovozu dosiahla v roku 1990 27 000 ton. V súčasnosti po privatizácii a zmenách vlastníkov bola zastavená zastaralá elektrolýza (obr. 4) a rozhodlo sa prestať s výrobou medi z koncentrátov a orientuje sa na výrobu medi z odpadov. Tak či onak výroba medi na Slovensku ďalej pokračuje.



Obr. 4 Rafinačná elektrolýza medených anód v Kovohutách n. p., Krompachy, 1962

Literatúra:

[1] ŠTOFKOVÁ, M., ŠTOFKO, M.: *História výroby zlata, striebra a medi na Slovensku*, pamätná kniha Hutníckej fakulty TU v Košiciach 1952-2012, Košice: HF TUKE, 2012

[2] SCHMIEDL, J., WEIGER, L.: *Dejiny hutníctva na Slovensku*. ZHŤPG Bratislava, Banská agentúra Košice, 2006. [3] AGRICOLA, G.: *De re metallica libri XII*. Ostrava: Montanex 2006. [4] LACKO, M.: Produkcia a hospodársky význam spišskej medi v prvej polovici 18. storočia. In: *Európske baníctvo a hutníctvo včera a dnes*, Košice, 2013

prof. Ing. Karel Tomášek, CSc.

Akcelerované creepové testy na VŠB-TU Ostrava

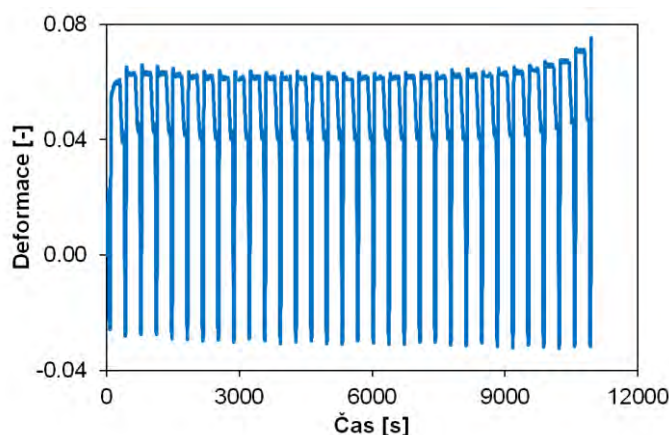


Experimentální potenciál Regionálního materiálově technologického výzkumného centra na Fakultě metalurgie a materiálového inženýrství VŠB – Technické univerzity Ostrava byl na podzim roku 2014 významně posílen zvládnutím metodiky tzv. akcelerovaných creepových testů (ACT) na simulátoru deformací za tepla HDS-20. Podle údajů výrobce tohoto plastometru typu Gleeble (Dynamic Systems Inc., USA) se jedná v Evropě o jedno z mála pracovišť s takovou schopností.



Principem akcelerovaného creepového testu je přesně definované cyklické namáhání válcovitého vzorku o průměru pracovní části 10 mm střídavým tahem a tlakem za spolupůsobení speciálně definovaného režimu tepelného namáhání vzorku. Cílem je dodat do materiálu kumulovanou energii obdobnou jako při tradičním creepovém testu, ovšem při výrazně kratší době trvání testu, což zkoumání zásadně zlevňuje. K lomu dochází při ACT řádově po hodinách namáhání oproti měsícům až rokům v případě tradiční metody zkoušení. Tutu přednost lze efektivně využít např. při porovnávání chování různých ocelí, nebo při určování vlivu teploty na odolnost konkrétního materiálu vůči tečení.

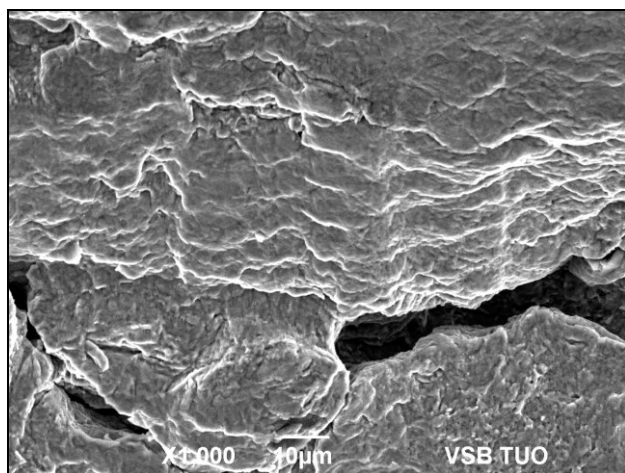
Příklad výsledků získaných při ACT martenzitické oceli P92 s 9 % Cr (základní teplota 500 °C):



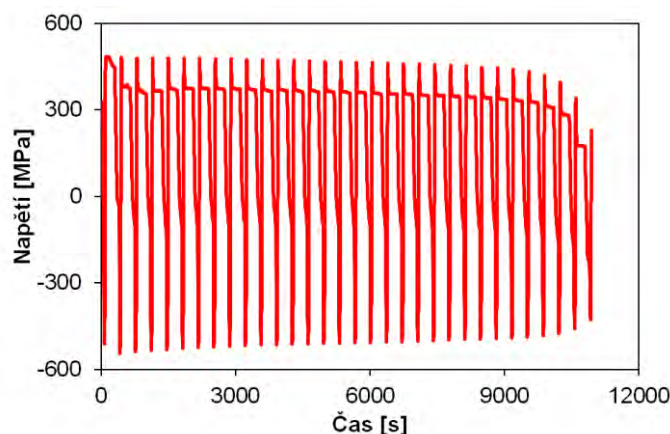
Časová závislost skutečné deformace.



Lomová plocha vzorku o průměru 10 mm.



Únavový lom (SEM).



Časová závislost skutečného napětí.