

ROČNÍK/VOL. LXVII  
ROK/YEAR 2014

4



# Hutnické listy

METALLURGICAL  
JOURNAL

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

WWW.HUTNICKELISTY.CZ  
ISSN 0018-8069



**Forming 2014**



WWW.TRZ.CZ



# Kvalita prověřená časem Quality Through The Ages



► ZÍSKALI JSME NÁRODNÍ CENU ČR ZA SPOLEČENSKOU ZODPOVĚDNOST FIREM, KTERÁ JE UZNÁNÍM ZA NÁŠ POZITIVNÍ PŘÍSTUP K ŽIVOTNÍMU A PRACOVNÍMU PROSTŘEDÍ, K ROZVOJI OKOLNÍHO REGIONU A V NEPOSLEDNÍ ŘADĚ I K NAŠIM ZAMĚSTNANCŮM.

► WE WON THE CZECH NATIONAL PRIZE FOR THE CORPORATE SOCIAL RESPONSIBILITY; THIS IS AN APPRECIATION OF OUR POSITIVE APPROACH TO THE LIVING AS WELL AS WORKING ENVIRONMENT, DEVELOPMENT OF THE NEIGHBORING REGION, AND, LAST BUT NOT LEAST, TO OUR EMPLOYEES.



**TŘINECKÉ ŽELEZÁŘNY**

TŘINECKÉ ŽELEZÁŘNY, a. s., Třinec-Staré Město, Průmyslová 1000, 739 61 Třinec  
tel.: +420-558-531 111, fax: +420-558-331 831, [www.trz.cz](http://www.trz.cz)

**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](mailto:j.posta@seznam.cz), [redakce@hutnickelisty.cz](mailto: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](mailto: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/ Members**Ing. 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 Petržela, 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](mailto:grafik@konstrukce.cz)  
a red./and Chief Editor**Podkladová fotografie/Underlying photograph**Mgr. Viktor Mácha, [viktor.macha@centrum.cz](mailto: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](mailto: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](mailto: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

|                     |   |
|---------------------|---|
| Úvod – Forming 2014 | 3 |
|---------------------|---|

### Recenzované vědecké články/Peer-reviewed scientific papers

|                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Bc. Stanislav Czernek, Ing. Petr Opěla, Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Ing. Tomáš Petrek, Ing. Stanislav Rusz, Ph.D., Ing. Rostislav Kawulok, Dr. Ing. Josef Macháček, MBA, Ing. Karel Brada, MBA, Ing. Gabriela Urbanová<br><b>Deformační chování slitiny AlMg4,5Mn0,7 za tepla</b><br><i>Hot Deformation Behaviour of the Alloy AlMg4.5Mn0.7</i> | 4  |
| Ing. Petr Kawulok, Ph.D., prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Bohuslav Chmiel, Ing. Rostislav Kawulok, Ing. Stanislav Rusz, Ph.D., Ing. Petr Opěla, Ing. Kateřina Konečná, Ing. Tomáš Petrek<br><b>Plastometrická simulace ochlazování bram z nástrojové oceli 48Cr8MoV</b><br><i>Plastometric Simulation of Cooling of Slabs from Tool Steel 48Cr8MoV</i>                   | 11 |
| Ing. Rostislav Kawulok, Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Zdeněk Solowski, Ing. Karel Milan Čmiel, Ph.D., Ing. Zdeněk Havlíček, Ing. Petr Opěla, Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.<br><b>Vliv deformace na diagram anizotermického rozpadu austenitu oceli 32CrB4</b><br><i>Effect of Deformation on the CCT Diagram of Steel 32CrB4</i>                | 16 |
| Ing. Petr Opěla, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Tomáš Petrek, Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Ing. Filip Vančura, Ing. Rostislav Kawulok, Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.<br><b>Modely deformačního odporu oceli C45 za tepla</b><br><i>Hot Flow Stress Models of the Steel C45</i>                                                                                                | 21 |

### Recenzované výzkumné články/Peer-reviewed research papers

|                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                         |    |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Ing. Stanislav Rusz, Ph.D., prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Petr Opěla, Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Ing. Rostislav Kawulok, Ing. Rostislav Turoň, Ing. Petra Turoňová, Ph.D.<br><b>Fázové přeměny a tvařitelnost vybraných ocelí pro výrobu bezešvých trubek</b><br><i>Phase Transformations and Formability of Selected Steels for Production of Seamless Tube</i>                  | 26 |
| Ing. Tomáš Kubina, Ph.D., Ing. Jaroslav Gubiš<br><b>Možnosti přípravy ultrajemné struktury u nízkouhlíkové oceli pomocí metody ARB</b><br><i>Possibilities of Preparation of Ultrafine Microstructure in Low-carbon Steel Using Accumulative Roll Bonding</i>                                                                                                                           | 31 |
| Ing. Roman Noga, Ing. Petr Unucka, Ph.D., Ing. Rostislav Turoň, Bc. Radek Jurča<br><b>Ověřování procesních parametrů děrování na laboratorní válcovací stolici</b><br><i>Verification of Process Parameters during Piercing on the Laboratory Rolling Mill</i>                                                                                                                          | 36 |
| Ing. Schrek Alexander, PhD., Ing. Činák Michal, prof. Ing. Pavol Švec, PhD., doc. Ing. Kostka Peter, PhD., Ing. Veronika Gajdošová<br><b>Vplyv napětovo-deformačnej charakteristiky zvarového spoja na celkovú tváriteľnosť laserom zváraných polotovarov</b><br><i>Influence of Stress-strain Characteristic of Laser Weld Join on the Total Formability of Tailored Welded Blanks</i> | 41 |
| Ing. Pavel Šimeček, Ph.D., Ing. Zdeněk Vašek, Ph.D., Ing. Daniel Hajduk, Ph.D.<br><b>Počítačové modelování metalurgických vlastností za tepla válcovaných důlních výztuží</b><br><i>Computer Model of Metallurgical Properties of Hot Rolled Mining Reinforcements</i>                                                                                                                  | 45 |
| Ing. Petr Unucka, Ph.D., Ing. Roman Noga, Ing. Petra Turoňová, Ph.D., Ing. Rostislav Turoň, Bc. Michael Squerzi, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Pavel Šimeček, Ph.D.<br><b>Stanovení optimálních technologických parametrů tepelného zpracování bezešvých trubek OCTG</b><br><i>Determining the Optimal Technological Parameters of Heat Treatment of OCTG Seamless Tubes</i>     | 51 |
| Ing. Martin Ridzoň, PhD., prof. Ing. Ludovít Parilák CSc.<br><b>Mechanické vlastnosti ocelových přesných rúr vyrobených trojtahovou technologií</b><br><i>Mechanical Properties of Precision Steel Tubes Manufactured by Three-pass Cold Drawing</i>                                                                                                                                    | 58 |
| Ing. Roman Ďurčík, prof. Ing. Ludovít Parilák CSc.<br><b>Numerická simulácia kalibrovania a dierovania vsádzky pri výrobe bezšvíkových rúr na pretlačovacej stolici</b><br><i>Numerical Simulation of Billet Calibration and Piercing in Push-bench Manufacturing Process of Seamless Tubes</i>                                                                                         | 62 |

### Informační články/Informative articles

|                                                                                                                   |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| hutní výroba v ČR a SR/Metallurgical production in Czech Republic and Slovak Republic                             | 66 |
| zprávy z podniků, institucí a řešitelských pracovišť/News from companies, institutions and research working sites | 68 |
| ze spolkové činnosti a odborných akcí/Information on associations and professional events                         | 74 |
| nová literatura/New books                                                                                         | 76 |
| hutnictví ve světě/Metallurgy in the world                                                                        | 79 |

#### Dodavatelé příspěvků ve všeobecné části:

• Hutnictví železa, a.s. • Ing. Ladislav Jílek, CSc. • VŠB-TU Ostrava, FMML; Tanger s.r.o. • pravidelní dopisovatelé • redakce

#### Inzerenti a objednatelé reklamy:

• TRINECKÉ ŽELEZÁRNY a.s. • Laboratoř tváření, VŠB-TU Ostrava

## **Forming 2014**

**21. mezinárodní vědecká konference FORMING 2014** se uskuteční ve dnech **3. – 6. září 2014** v **hotelu Akademie ve Velkých Bílovicích** (Česká republika). Bude již tradičně spolupořádána **Katedrou tváření materiálu** Fakulty metalurgie a materiálového inženýrství Vysoké školy báňské – Technické univerzity Ostrava a partnerskými katedrami na technických univerzitách v Katovicích (Polsko) a Trnavě (Slovensko). Tato konference se dlouhodobě zaměřuje na studium deformačního chování různých typů ocelí i progresivních slitin neželezných kovů, na moderní technologie jejich termomechanického zpracování a efektivní fyzikální i matematické metody simulace vedoucí k optimalizaci tvářecích procesů a zvyšování užitných vlastností tvářených výrobků.

V minulých letech přispěly konference s názvem PLAST a později FORMING k úzkému provázání průmyslové sféry s akademickými i vědeckovýzkumnými pracovišti několika evropských zemí v oblasti výzkumu objemového i plošného tváření. Zatím se konaly v následujících lokalitách: Wisła (Polsko – 1994), Frýdlant nad Ostravicí (1995), Ustroń (Polsko – 1996, 1998 a 2000), Rožnov pod Radhoštěm (1997), Zlaté Hory (1999), Stará Lesná (Slovensko – 2001), Luhačovice (2002), Podlesice k/Kroczyč (Polsko – 2003), Vysoké Tatry – Štrbské Pleso (Slovensko – 2004), Lednice (2005), Szczawnica (Polsko – 2006), Podbanské – Vysoké Tatry (Slovensko – 2007), Brno (2008), Zakopane (Polsko – 2009 a 2012), Piešťany (Slovensko – 2010 a 2013) a Trojanovice (2011).

Od roku 2009 jsou všechny **recenzované příspěvky v nezkrácené podobě publikovány výhradně časopisecky** – články autorů z České republiky a Slovenska v HUTNICKÝCH LISTECH, ostatní příspěvky v polském časopisu HUTNIK – WIADOMOŚCI HUTNICZE. Byla tak významně posílena prestiž akce i kvalita příslušných publikačních výstupů.

Hlavním partnerem konference FORMING 2014 jsou **TŘINECKÉ ŽELEZÁRNY a.s.**, hlavním sponzorem **Železiarne Podbrezová a.s.**

### **Za organizátory:**

**prof. Ing. Ivo SCHINDLER, CSc.**, garant konference,  
VŠB – TU Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, Česká republika

**dr hab. inż. Dariusz KUC**,  
Politechnika Śląska, Wydział Inżynierii Materiałowej i Metalurgii, Katowice, Polska

**doc. Ing. Viktor TITTEL, CSc.**,  
STU, Materiálovotechnologická fakulta so sídlom v Trnave, Slovenská republika



**TŘINECKÉ ŽELEZÁRNY**

# Recenzované vědecké články

## Deformační chování slitiny AlMg4,5Mn0,7 za tepla

### Hot Deformation Behaviour of the Alloy AlMg4.5Mn0.7

prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.<sup>1</sup>, Bc. Stanislav Czernek<sup>1</sup>, Ing. Petr Opěla<sup>1</sup>, Ing. Petr Kawulok, Ph.D.<sup>1</sup>, Ing. Tomáš Petrek<sup>1</sup>, Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.<sup>1</sup>, Ing. Rostislav Kawulok<sup>1</sup>, Dr. Ing. Josef Macháček, MBA<sup>2</sup>, Ing. Karel Brada, MBA<sup>2</sup>, Ing. Gabriela Urbanová<sup>2</sup>

<sup>1</sup>VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, 17. listopadu 15, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

<sup>2</sup>AL INVEST Břidličná, a.s., Bruntálská 167, 793 51 Břidličná, Česká republika

*Bylo studováno deformační chování slitiny hliníku EN AW-Al Mg4,5Mn0,7 ve stavu po liti do elektromagnetické kokily. Teploty tváření byly voleny v rozsahu 200 až 500 °C. Z výsledků zkoušek tlakem byla získána hodnota aktivační energie při tváření za tepla (213,6 kJ·mol<sup>-1</sup>). Henselovým-Spittelovým modelem bylo možno s dobrou přesností popsat deformační odpory za tepla pro deformace 0,04 až 0,60 a deformační rychlosti od 0,1 do 10 s<sup>-1</sup>. Zkoušky tahem a válcování klínovitých vzorků prokázaly nejvyšší tvařitelnost v okolí teploty 440 °C. Zvýšení teploty ohřevu nad stávajících 500 °C by tedy z hlediska tvařitelnosti bylo kontraproduktivní. Naopak snížení teploty ohřevu je těžko akceptovatelné z důvodu nárůstu energosilových parametrů válcování a doválcování v oblasti příliš nízkých teplot, kdy dochází k ohýbání vývalku ve vertikálním směru.*

**Klíčová slova:** slitina hliníku, válcování za tepla, deformační odpor, praskání, klínová válcovací zkouška

*Some Al-Mg alloys are susceptible to a special type of end cracking at hot rolling of thick slabs, which is called "alligatoring". Deformation behaviour of the aluminium alloy EN AW-Al Mg4.5Mn0.7 (with max. 0.40 Si, max. 0.40 Fe, max. 0.10 Cu, 0.40-1.0 Mn, 4.0-4.9 Mg, 0.05-0.25 Cr, max. 0.25 Zn, max. 0.15 Ti, balance Al; all in wt. %) was studied after its casting into an electromagnetic mould, which yielded relatively homogeneous microstructure. The forming temperatures varied from 200 to 500 °C. The activation energy at hot forming 213.6 kJ·mol<sup>-1</sup> was obtained from the set of results of uniaxial compression tests'. The stress-strain curves were influenced either by dynamic recovery or by dynamic recrystallization and their shape was not similar. For all that the hot deformation resistance (i.e. flow stress curves) at all temperatures, strains 0.04 to 0.60 and strain rates from 0.1 to 10 s<sup>-1</sup> could be described by the complex Hensel-Spittel model with a relatively good accuracy. Simplification of this phenomenological regression model markedly deteriorated its accuracy. The uniaxial tension tests, as well as the wedge rolling tests proved the best formability of the tested alloy near the temperature of 440 °C. Increase of the heating temperature above 500 °C, which corresponds to the current technological practice, would be counter-productive. On the contrary, decrease of the heating temperature is not acceptable due to the increase of force-energy parameters of rolling and due to the significant and dangerous vertical bending of the rolled product at low rolling temperatures (below approx. 350 °C). The obtained results give possibility for considering the real possibilities of optimization of the present rolling technology with the aim of minimizing alligatoring of the rolled products in the company AL INVEST Břidličná, a.s. Optimization of the rolling schedule and modification of the end parts' shape of the cast slab will be considered.*

**Key words:** aluminium alloy, hot rolling, deformation resistance, alligatoring, wedge rolling test

Některé slitiny hliníku a hořčíku jsou při válcování tlustých bram za tepla náchylné ke vzniku výrazných rozvalků. Svým vzhledem připomínají rozevřenou krokodýlí tlamu (viz obr. 1) a díky tomu dostala

trhlin na koncích rozvalku. Projevují se podélnou delaminací materiálu, nejčastěji v polovině tloušťky v angličtině tato vada příznačný název „alligatoring“. Důsledkem vzniku takovéto válcovenské vady je např.

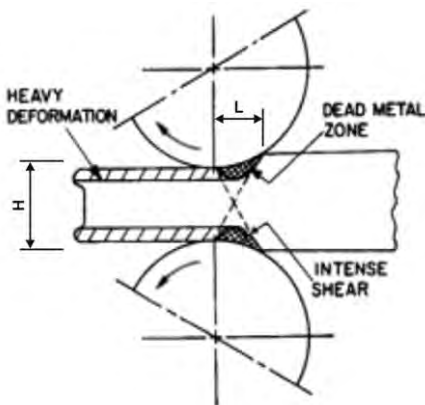
vážné nebezpečí záběru části rozvalku mezi pracovní a opěrný válec stolice kvarto. Delaminované konce je v každém případě nutné odstříhávat, což zásadně zhoršuje předváhu dosahovanou na dané válcovně.

Příčin tohoto jevu je více, ale o jejich významnosti nepanuje mezi jednotlivými výzkumníky jednoznačná shoda. Negativní je každopádně efekt nehomogenity deformace a napětí při válcování tlustých polotovarů mezi hladkými válci (zjednodušeně tedy v případě rovinné deformace) – viz obr. 2. Klíčovou roli při tom hraje geometrický poměr  $H/L$ , kde  $H$  [mm] je střední výška (tloušťka) rozvalku během úběru a  $L$  [mm] je délka pásma deformace [1].



Obr. 1 Delaminace rozvalku ze slitiny AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,7</sub> (aktuální tloušťka 96 mm)

Fig. 1 Alligating of the rolled product from AlMg<sub>4.5</sub>Mn<sub>0.7</sub> alloy (current thickness of 96 mm)



Obr. 2 Důsledky nehomogenní deformace při válcování s vysokým poměrem  $H/L$  – podle [2]

Fig. 2 Effects of the non-homogeneous deformation at rolling with the high  $H/L$  ratio – according to [2]

K intenzivnímu prodlužování dochází při vysokém poměru  $H/L$  přednostně v povrchových oblastech rozvalku, naproti tomu v osových partiích vznikají přídatná smyková napětí tahového charakteru. Delaminace konců rozvalku je podporována větší tloušťkou výchozího polotovaru, menšími jednotlivými úběry, menším průměrem pracovních válců a vyšším třením mezi tvářeným materiálem a válci [3].

Významnou roli však nehrají jen geometrické a mechanické parametry, ale i fyzikálně-metalurgické vlastnosti válcovaného materiálu. Za důležitou je možno

v daných slitinách považovat mobilitu atomů hořčíku a jejich interakci s dislokacemi při deformaci různou rychlostí a za různých teplot [4]. Ke vzniku trhlin přispívají nehomogenity uspořádané přes tloušťku tvářeného odlitku [5]. Místně zvýšená koncentrace částic (např. spojených s výskytem větších stopových obsahů železa nebo chromu) znamená lepší příležitost pro iniciaci mikroductin a jejich následnou koalescenci vedoucí až k lomu. Jiní autoři doporučují např. snížit současně obsah sodíku a vodíku v materiálu [6]. Podle autorů [7] existují velmi složité vlivy obsahu zinku a skandia na deformační odpory i tvařitelnost slitin Al-Mg za různých teplot.

Celkově lze říci, že ke vzniku prasklin na koncích vývalků ze slitin typu Al-Mg přispívají nevhodné geometrické poměry při tváření, nižší metalurgická čistota materiálu i jeho zvýšená heterogenita v litém stavu, a v neposlední řadě i přirozeně snížená tvařitelnost diskutovaných materiálů za tepla. V praxi se tyto problémy většinou řeší zvyšováním čistoty materiálu, jeho tepelným zpracováním před tvářením a občas i úpravou tvaru konců bramy (např. z pohledu obrábění náročné konvexní zkosení náběhových hran).

Cílem provedených experimentů bylo zmapovat deformační chování slitiny AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,7</sub> za tepla a získat tak podklady k realizovatelným modifikacím technologie válcování bram o tloušťce 260 mm na stolici Duo 800 v AL INVEST Břidličná, a.s. K tomu jsou nezbytné informace o technologické tvařitelnosti a deformačních odporech této slitiny za tepla v litém stavu.

## Popis experimentálních prací

Slitina hliníku EN AW-Al Mg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,7</sub> byla odlita ve formě bramy o tloušťce 290 mm. Tento materiál, dle normy ČSN EN 573-3 s číselným označením EN-AW 5083, má následující směrné chemické složení v hm. %: max. 0,40 Si, max. 0,40 Fe, max. 0,10 Cu, 0,40-1,0 Mn, 4,0-4,9 Mg, 0,05-0,25 Cr, max. 0,25 Zn, max. 0,15 Ti, zbytek Al. Zvýšená chemická i strukturní homogenita použité bramy byla zaručena použitím tzv. elektromagnetické kokily při odlévání. Řezáním a obráběním vyrobené vzorky byly trojího typu:

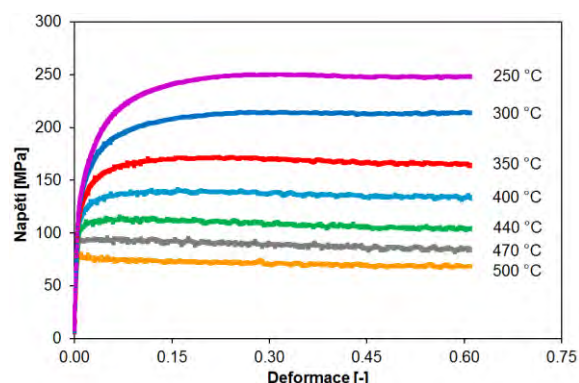
- Cylindrické vzorky o průměru 10 mm a výšce 15 mm sloužily ke studiu deformačního odporu prostřednictvím zkoušek jednoosým tlakem za tepla na plastometru Gleeble 3800. Po jednotném předehřevu v režimu 500 °C/3 minuty následoval řízený pokles teploty na teplotu deformace a po půlminutové výdrži vlastní zkoušení (deformace do lomu). Teploty deformace se pohybovaly od 250 do 500 °C, nominální deformační rychlosti byly zadávány v hladinách 0,1 – 1,0 – 10 s<sup>-1</sup>.
- Válcovité tyče o průměru 10 mm a celkové délce 116,5 mm byly určeny ke zkoušení tvařitelnosti jednoosým tahem za tepla na plastometru Gleeble 3800. Délka odporově ohřívání a deformované části

vzorku byla 20 mm. Teplotní parametry ohřevu a ochlazování vzorků byly analogické jako při zkoušení tlakem. Rychlost pohybu přičniku byla konstantní –  $70 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ , čemuž na začátku testu odpovídala deformační rychlost cca  $4 \text{ s}^{-1}$ .

- Klínovité vzorky měly délku 148 mm, šířku 15 mm a výšku lineárně se měnící v rozmezí 4 až 15 mm a sloužily k výzkumu vlivu teploty na technologickou tvaritelnost (resp. válcovatelnost). Vzorky byly jednotně předeřhřívány na teplotu  $500 \text{ °C}$  / 30 minut a válcovány přímo při této teplotě, nebo po poklesu na teplotu deformace (tzn. 200 až  $480 \text{ °C}$ ) a vyrovnání teploty vzorku na dané teplotě při umístění v elektrické peci. Pokles teploty vzorku z teploty ohřevu na teplotu tváření byl vždy měřen optickým pyrometrem Land Cyclops C160B při experimentálně stanovené hodnotě emisivity. Pracovní válce stolice K350 o průměru 65 mm se otáčely nominální rychlostí  $70 \text{ min}^{-1}$ , válcovací mezera byla nastavena jednotně na 3,5 mm.

### Aktivační energie při tváření za tepla

Příklad získaných křivek deformace-napětí uvádí obr. 3. Jedná se o křivky experimentální, nevyhlazené, při vyšších deformacích nutně matematicky korigované na vliv nerovnoměrného šíření vzorku a měnícího se koeficientu tření. Při vysokých teplotách pozorujeme velmi strmý nárůst deformačního odporu s okamžitým přechodem do ustálené větve napětí-ové křivky (steady-state). S klesající teplotou a se zvyšující se deformační rychlostí se tvar křivek postupně mění a připomíná běžné křivky ovlivněné dynamickou rekrystalizací, ovšem bez výrazného poklesu napětí po dosažení jen obtížně lokalizovatelného píku.



Obr. 3 Vliv teploty na křivky deformace-napětí při deformační rychlosti  $1 \text{ s}^{-1}$

Fig. 3 Influence of the temperature on the stress-strain curves at the strain rate of  $1 \text{ s}^{-1}$

Hodnoty maximálního (pikového) napětí  $\sigma_{\max}$  [MPa] získané pro jednotlivé křivky deformace-napětí posloužily k výpočtu aktivační energie při tváření za tepla zkoumané slitiny. Interaktivním softwarem ENERGY [8, 9] byly regresně vypočteny materiálové konstanty ve známé sinushyperbolické rovnici Sellarse a McTegarta [10]. Jednou z těchto konstant je i aktivační energie, jež v tomto případě vyšla jako  $Q = 213,6 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ . Pro srovnání, autoři práce [11]

získali analogickým postupem tvarově velmi podobné křivky deformace-napětí a hodnotu  $Q = 193,9 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$  pro slitinu Al-Mg s obsahem 5,8 % hm. hořčíku.

Úpravou sinushyperbolické rovnice lze získat jednoduchou závislost veličiny  $\sigma_{\max}$  na tzv. teplotně kompenzované deformační rychlosti, reprezentované Zenerovým-Hollomonovým parametrem  $Z [\text{s}^{-1}]$  [12]:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp \frac{Q}{8,314 \cdot T} \quad (1)$$

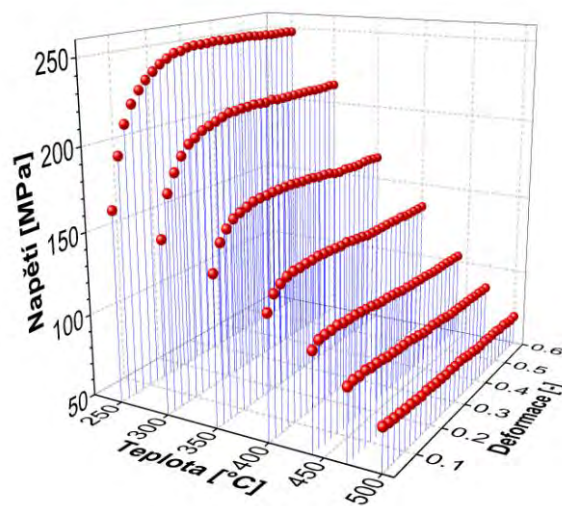
kde  $\dot{\epsilon} [\text{s}^{-1}]$  je deformační rychlost a  $T [\text{K}]$  je teplota deformace.

$$\sigma_{\max} = 9,85 \cdot \arg \sinh (2,55 \cdot 10^{-12} \cdot Z^{1,11}) \quad (2)$$

Rovnice (2) umožňuje velmi rychlou a jednoduchou predikci maximálního deformačního odporu zkoumané slitiny při konkrétní kombinaci deformační rychlosti a teploty.

### Model deformačního odporu za tepla

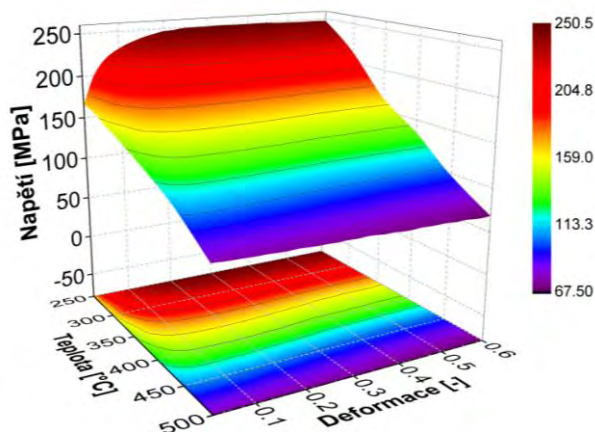
Pokus o matematické vyjádření deformačního odporu v závislosti nejen na teplotě a deformační rychlosti, ale i na deformaci v případě zkoumané slitiny naráží na dva problémy. Prvním z nich je měnící se charakter křivek deformace-napětí v závislosti na deformačních podmínkách – tvar některých křivek jako by byl ovlivněn pouze dynamickým zotavením (ploché křivky vyjádřené víceméně jen ustáleným tokem), jiné se zdají být ovlivněné dynamickou rekrystalizací. Druhá potíž spočívá ve velmi prudkém nárůstu napětí při počátečních deformacích u vybraných (zejména vysokoteplotních) křivek – viz obr. 4a (experimentální data po korekcích a vyhlazování).



a) experimentální data / experimental data

Obr. 4 Deformační odpor při deformační rychlosti  $1 \text{ s}^{-1}$  a různých teplotách

Fig. 4 Deformation resistance at the strain rate of  $1 \text{ s}^{-1}$  and at various temperatures



b) interpolovaná prostorová mapa s projekcí do základny /  
interpolated 3D map with projection to the base

Obr. 4 druhá část  
Fig. 4 part two

V obr. 4b je prostorová mapa napětí získaná interpolací experimentálních dat v programu OriginPro 9 – tj. de facto kombinace 3D a odpovídajícího 2D grafu. Pro úspěšné vykreslení bylo nutné pracovat s minimální deformací rovnou 0,02.

Pro popis přirozených deformačních odporů  $\sigma_p$  [MPa] tedy byla zvolena složitá fenomenologická rovnice Hensela a Spittela [13], určená pro deformace  $e$  [-] od hodnoty 0,04. Vyhlazená a korigovaná experimentální data (jednotlivé křivky deformace-napětí) byla pomocí nelineární regrese ve statistickém software Unistat 5.6 transformována do komplexního Henselova-Spittelova modelu s jeho celkem 9 „materiálovými konstantami“ (ve skutečnosti regresními parametry bez hlubšího

fyzikálního významu) v závislosti na deformaci  $e$ , deformační rychlosti  $\dot{e}$  a teplotě  $T$  [°C]:

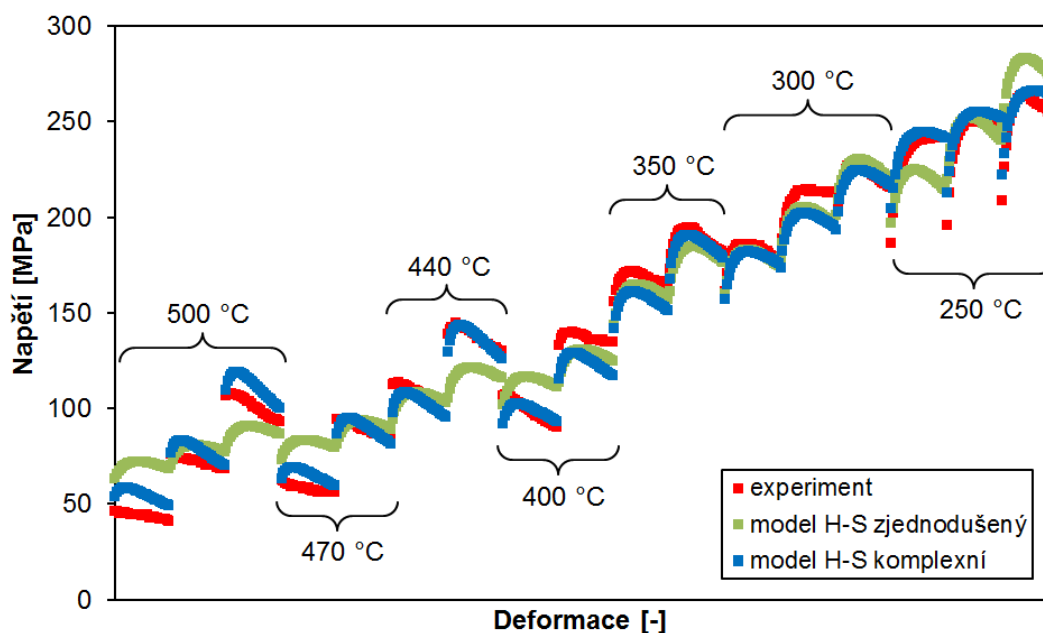
$$\sigma_p = 812 \cdot \exp(-0,0041 \cdot T) \cdot T^{0,031} \cdot e^{0,14} \cdot \exp\left(\frac{-0,0007}{e}\right) \cdot \dots$$

$$\dots \cdot (1 + e)^{-0,0024 \cdot T} \cdot \exp(0,06 \cdot e) \cdot \dot{e}^{-0,12} \cdot e^{0,0005 \cdot T} \quad (3)$$

Protože tři z regresně získaných konstant měly velice nízké hodnoty a jejich význam se zdál být nepatrný, byl proveden regresní pokus o zjednodušení rovnice (3) do tvaru:

$$\sigma_p = 97 \cdot \exp(-0,0059 \cdot T) \cdot T^{0,49} \cdot e^{0,13} \cdot \exp(-0,45 \cdot e) \cdot \dot{e}^{0,05} \quad (4)$$

Za pozornost stojí změna znaménka u dvou regresních koeficientů při přechodu od komplexního modelu (3) ke zjednodušenému modelu (4). Je to další potvrzení čistě fenomenologického popisu deformačních odporů Henselovou-Spittelovou rovnicí. Oba vyvinuté modely se ze statistického pohledu zdají být velmi přesné. Komplexní model (3) má koeficient determinace  $R^2 = 0,9864$  a odmocninu střední kvadratické chyby 7,8. U zjednodušeného modelu (4) došlo jen k nevelkému zhoršení  $R^2$  na hodnotu 0,9546, ale odmocnina střední kvadratické chyby se prakticky zdvojnásobila (14,3). Důsledky jsou zřejmé ze srovnávacího grafu v obr. 5, kde na vodorovné ose je pro každou napěťovou křivku deformace v rozsahu 0,04 až 0,60. Pro každou teplotní hladinu byly v souladu s principy plánování experimentu provedeny zkoušky tlakem alespoň při dvou deformačních rychlostech (v grafu jsou příslušné dvě nebo tři křivky znázorněny vždy v pořadí od nejnižší po nejvyšší deformační rychlost ve směru zleva doprava).



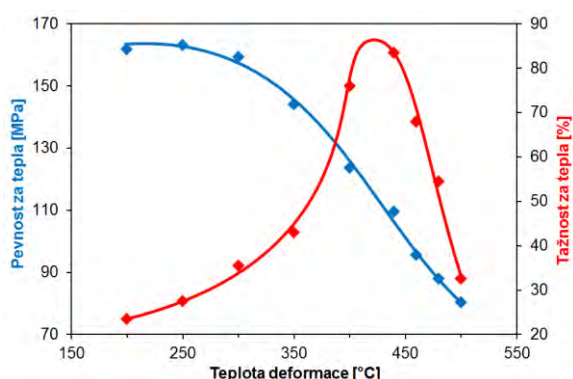
Obr. 5 Přesnost popisu experimentálních dat rovnicemi (3) a (4)

Fig. 5 Accuracy of description of the experimental data by equations (3) and (4)

Je zřejmé, že zjednodušený model (4) dává významně odlišné výsledky zejména při okrajových podmínkách experimentu – to se týká deformačních rychlostí i teplot (viz např. kombinaci 500 °C a 0,1 s<sup>-1</sup>). Komplexní model (3) dává mnohem lepší výsledky, ani on však z přímého srovnání s experimentem nevychází bezvadně. I přes svou složitost totiž není schopen zareagovat na měnící se tvar křivek, zejména v případě výrazného steady-state. Nicméně pro predikci energosilových parametrů provozního válcování ve zvoleném rozsahu deformací je více než dostačující. Opět se potvrdilo, že jakýkoliv pokus o zjednodušení základního Henselova-Spittelova modelu deformačních odporů za tepla vede k jisté ztrátě jeho přesnosti při popisu konkrétních dat.

### Tvařitelnost při zkoušení tahem za tepla

Smluvní pevnost zkoumaného materiálu při klesající teplotě výrazně vcelku monotónně roste až do teploty cca 320 °C a pak už se zásadně nezvyšuje – viz obr. 6. Křivka tažnosti má složitější tvar, když se na ní projevuje výrazný pik v blízkém okolí teploty asi 420 °C. Při vyšších teplotách tvařitelnost razantně klesá, což lze jen těžko vysvětlit přehřátím materiálu, když všechny vzorky byly ohřívány shodně na teplotu 500 °C. Pokles tvařitelnosti při nízkých teplotách (pod 350 °C) je naopak překvapivě povlovný.

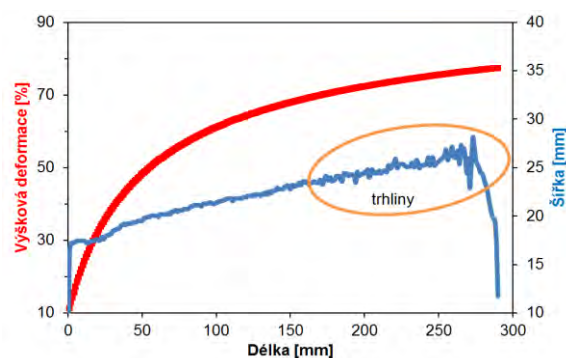


Obr. 6 Výsledky zkoušek tahem za tepla  
Fig. 6 Results of the hot tensile tests

### Válcovatelnost za tepla

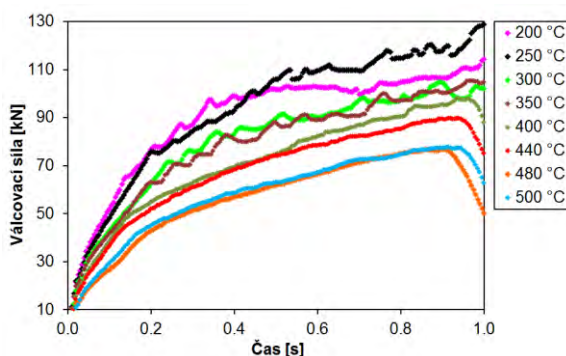
Vlivem odlišných stavů napjatosti nebývá vždy technologická tvařitelnost (v tomto případě válcovatelnost za tepla) v absolutním souladu s výsledky zkoumání tvařitelnosti pomocí standardních plastometrických zkoušek (tahem, krutem či tlakem). Proto byly provedeny ještě klínové válcovací zkoušky, jejichž významnou předností je zvláště při zkoumání litého stavu větší rozměr výchozího vzorku. Válcovatelnost se u této zkoušky hodnotí podle velikosti deformace, při níž během jednoho průchodu vznikají na volně se šířících bocích vývalku trhliny. Materiály s dobrou tvařitelností při tom běžně snesou výškovou deformaci přes 70 % bez známek porušení soudržnosti. Pokud to tvar výsledných vývalků dovolí, jsou naskenovány jejich půdorysné plochy a pomocí

speciálního software KLIN [14, 15] jsou na základě počítačové analýzy obrazu určeny deformační a rychlostní poměry vzhledem k délce vzorků po válcování. Příklad výsledků uvádí obr. 7. Válcování klínovitého vzorku při teplotě 400 °C vedlo k dosažení nejvyšší deformace cca 70 % při deformační rychlosti rostoucí cca z 6 na 19 s<sup>-1</sup>. Významné trhliny (při deformacích nad 69 %) samozřejmě ovlivnily tvar bočních ploch, což se na grafu projevuje rozkmitem křivky popisující šířku vývalku.



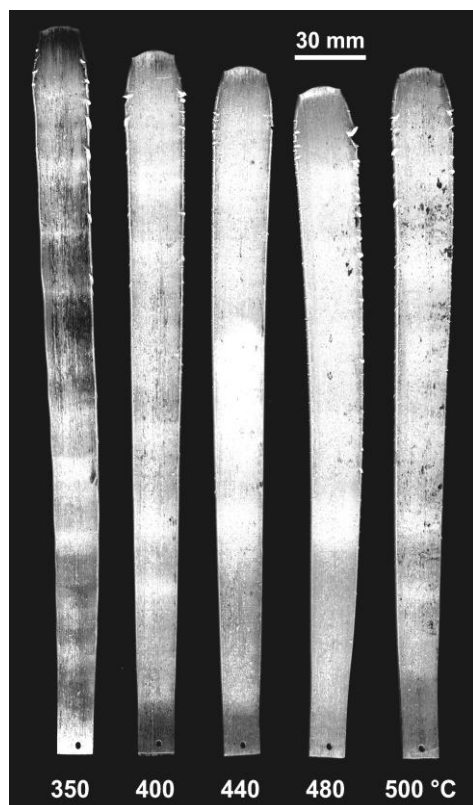
Obr. 7 Šířka a deformace v závislosti na délce vzorku po klínové válcovací zkoušce (teplota 400 °C)  
Fig. 7 Width and height strain in dependence on the sample's length after the wedge rolling test (temperature of 400 °C)

Z porovnání záznamů válcovacích sil (obr. 8) vyplývá jejich logický nárůst s klesající teplotou tváření, ale při nízkých teplotách je průběh křivek poznamenán značným kolísáním a lokálními poklesy, jež nelze vždy vysvětlit pouze vznikem trhlin. Zdá se totiž, že jistou roli zde hraje i heterogenita výchozího materiálu, méně se projevující při vysokých teplotách tváření. Důležitý může být i vliv nerovnoměrného a velmi výrazného ohýbání vývalků při teplotách pod cca 350 °C.

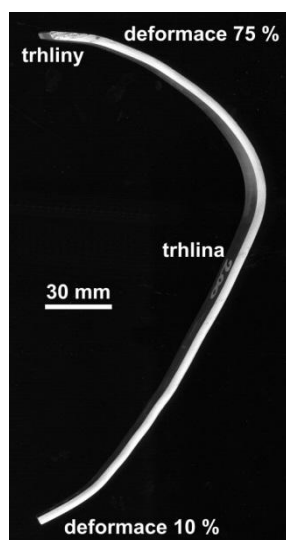


Obr. 8 Vliv teploty na válcovací síly registrované při válcování klínovitých vzorků  
Fig. 8 Influence of the temperature on the rolling forces registered during wedge rolling of the samples

Vývalky s dostatečnou roviností mohly být po naskenování porovnány v obr. 9. Byl potvrzen soulad s výsledky zkoušek tahem, když nejmenší výskyt trhlin byl zaznamenán na vzorku válcovaném při teplotě 440 °C. Za pozornost stojí menší šíření a větší prodlužování při teplotě válcování klesající od 480 °C.



Obr. 9 Půdorysný tvar vývalků získaných při teplotách 350 až 500 °C  
Fig. 9 Top view of the rolled products obtained at the temperatures from 350 to 500 °C



Obr. 10 Boční profil a výskyt trhlin u vzorku válcovaného při teplotě 200 °C

Fig. 10 Side profile and occurrence of cracks in the sample rolled at the temperature of 200 °C

Jak vyplývá z obr. 10, hlavním problémem při snižování válcovací teploty nejsou plastické vlastnosti zkoumané slitiny, ale sklon vývalků k nepředvídatelnému ohýbání při průchodu válcovací mezerou ve vertikálním směru. Praskání na volně se šířících bocích vývalku při teplotě 200 °C je mnohem menší, než bylo zaznamenáno při teplotách 350 až 500 °C. Za pozornost však stojí nepravidelný výskyt trhlin bez návaznosti na velikost úběru, což svědčí o jisté heterogenitě výchozího materiálu.

## Závěry

Plastometrickými zkouškami a laboratorním válcováním bylo studováno deformační chování slitiny  $\text{AlMg}_{4,5}\text{Mn}_{0,7}$  ve stavu po liti do elektromagnetické kokily. Teploty tváření byly voleny v rozsahu 200 až 500 °C. Z výsledků zkoušek jednoosým tlakem bylo možno získat hodnotu aktivační energie daného materiálu při tváření za tepla ( $213,6 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ ) a Henselovým-Spittelovým modelem s dobrou přesností popsat jeho deformační odpory za tepla pro deformace 0,04 až 0,60 a deformační rychlosti od 0,1 do  $10 \text{ s}^{-1}$  i přesto, že tvar jednotlivých křivek deformace-napětí se významně liší pravděpodobně kvůli průběhu různých typů dynamických uzdravovacích procesů.

Zkoušky jednoosým tahem a válcováním klínovitých vzorků prokázaly nejvyšší tvařitelnost slitiny  $\text{AlMg}_{4,5}\text{Mn}_{0,7}$  v okolí teploty 440 °C. To je v rozporu se stávající technologickou praxí, kdy se s válcováním začíná po ohřevu na teplotu cca 500 °C. Další zvýšení teploty ohřevu by tedy z hlediska tvařitelnosti bylo naprosto kontraproduktivní. Naopak snížení teploty ohřevu je těžko akceptovatelné z důvodu nárůstu energosilových parametrů válcování a doválcování v oblasti příliš nízkých teplot, kdy sice technologická tvařitelnost materiálu není zásadním způsobem snižována oproti teplotám vysokým, ale vývalek se ve válcovací mezeře stává silně nestabilním a dochází k jeho nepředvídatelnému ohýbání ve vertikálním směru.

Získané výsledky jsou základem pro zvážení reálných možností, jak optimalizovat stávající technologii válcování na stolici Duo 800 s cílem minimalizovat výskyt delaminace materiálu na koncích vývalků. Do úvahy připadají změny úběrového plánu (s důrazem na válcování kritických tlouštěk v blízkosti teploty 440 °C) a úprava tvaru náběhových hran litého polotovaru.

## Poděkování

*Při řešení bylo využito experimentální zařízení provozované v rámci projektu č. LO1203 "Regionální materiálově technologické výzkumné centrum - program udržitelnosti" financovaného Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky. Část experimentů byla provedena v rámci řešení projektu specifického výzkumu SP2014/100 na FMMI VŠB-TU Ostrava.*

## Literatura

- [1] S. TURCZYN: The Effect of the Roll-gap Shape Factor on Internal Defects in Rolling. *Journal of Materials Processing Technology*, 60, (1996), 275-282
- [2] J.A. SCHEY: Fracture in Rolling Processes. *Applied Metalworking*, 1, (1980), 48-59
- [3] S.A. RAJAK, N. V. REDDY: Prediction of Internal Defects in Plane Strain Rolling. *Journal of Materials Processing Technology*, 159, (2005), 409-417
- [4] D.J. LLOYD: The Deformation of Commercial Al-Mg Alloys. *Met. Trans. A*, 11A, (1980), 1287-1294

- [5] M. R. CAPPUCCI: An Investigation of the Workability of Al-8,5% Mg Alloys, U. S. Army Materials Technology Laboratory Watertown, Massachusetts, MTL TR 89-33, (1989), 13
- [6] P.F. THOMPSON, N.M. BURMAN: Edge Cracking in Hot-rolled Al Mg Alloys. *Mater. Sci. Eng.*, 45, (1980), 95-107
- [7] H. ZHU, A.K. DAHLE, A.K. GHOSH: Effect of Sc and Zn Additions on Microstructure and Hot Formability of Al-Mg Sheet Alloys. *Metall. Mater. Trans. A*, 40A, (2009), 598-608
- [8] I. SCHINDLER, J. BOŘUTA: *Utilization Potentialities of the Torsion Plastometer*. Katowice: Silesian Technical University, 1998
- [9] I. SCHINDLER, P. KAWULOK, R. KAWULOK, E. HADASIK, D. KUC: Influence of Calculation Method on Value of Activation Energy in Hot Forming. *High Temperature Materials and Processes*, 32, (2013), 149-155 [10] M.C. SELLARS, W.J. MCG TEGART: Hot Workability. *International Metallurgical Review*, 17, (1972), 1-24
- [11] M.A. MOSTAFAEI, M. KAZEMINEZHAD: Analyses on the Flow Stress of an Al-Mg Alloy During Dynamic Recovery. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22, (2013), 700-705
- [12] C. ZENER, J.H. HOLLOMON: Effect of Strain Rate upon Plastic Flow of Steel. *Journal of Applied Physics*, 15, (1944), 22-32
- [13] A. HENSEL, T. SPITTEL: Kraft- und Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1986
- [14] P. TUROŇOVÁ, I. SCHINDLER, P. JONŠTA, M. HEGER, L. ČERNÝ: Hot Formability Evaluated by the Wedge Rolling Test. *Acta Metallurgica Slovaca*, 11, (2005), 61-68
- [15] T. KUBINA, I. SCHINDLER, P. TUROŇOVÁ, M. HEGER, J. FRANZ, M. LIŠKA, M. HLISNÍKOVSKÝ: Computer Processing of Results of the Wedge Rolling Test. *Computer Methods in Materials Science*, 7, (2007), 61-66

VŠB – TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA  
FMFI, Katedra tváření materiálů

POLITECHNIKA ŚLĄSKA  
Katedra Technologii Materiałów

UVTE MTF SO SÍDLOM V TRNAVE  
STU BRATISLAVA  
Katedra obrábania, montáže a tvárnenia

Vás srdečně zvou na

**21. mezinárodní vědeckou konferenci na téma  
PLASTICITA MATERIÁLŮ**

**Forming 2014**



Hlavní partner: TRINECKÉ ŽELEZÁRNY a.s.

Hlavní sponzor: Železiarne Podbrezová a.s.

**Velké Bílovice, Česká republika  
3. – 6. 9. 2014**

## Plastometrická simulace ochlazování bram z nástrojové oceli 48Cr8MoV

### Plastometric Simulation of Cooling of Slabs from Tool Steel 48Cr8MoV

Ing. Petr Kawulok, Ph.D.<sup>1</sup>, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.<sup>1</sup>, Ing. Bohuslav Chmiel<sup>2</sup>, Ing. Rostislav Kawulok<sup>1</sup>,  
Ing. Stanislav Ruzs, Ph.D.<sup>1</sup>, Ing. Petr Opěla<sup>1</sup>, Ing. Kateřina Konečná<sup>1</sup>, Ing. Tomáš Petrek<sup>1</sup>

<sup>1</sup>VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

<sup>2</sup>TŘINECKÉ ŽELEZÁRNY, a.s., Průmyslová 1000, 739 70 Třinec-Staré Město, Česká republika

*S využitím plastometru Gleeble 3800 byla provedena laboratorní simulace ochlazování bram ze subledeburické nástrojové oceli 48Cr8MoV. Cílem těchto laboratorních simulací bylo nalezení optimální rychlosti ochlazování, při které by v případě provozního válcování bram ze zkoumané oceli byl minimalizován výskyt trhlin při jejich vychlazování. Připravené válcovité vzorky byly deformovány tlakem a ochlazovány čtyřmi různými konstantními rychlostmi: 0,05; 0,18; 0,6 a 1,4 °C·s<sup>-1</sup>. Zkoušené vzorky byly podrobeny metalografickým analýzám a navíc byla určována jejich tvrdost podle Vickerse. Na základě výsledků provedených analýz lze pro ochlazování bram ze zkoumané nástrojové oceli 48Cr8MoV doporučit rychlost ochlazování 0,18 °C·s<sup>-1</sup>. Vyšší ochlazovací rychlosti jsou spojeny s větším napětím, jež v místech nevhodně ovlivněných předchozím tvářením mohou vést ke zvýšenému výskytu trhlin. Další snižování rychlosti ochlazování bramy má za následek vznik množství hrubnoucích precipitátů v matici a karbidických, resp. eutektoidních útvarů nevhodně zeslabujících soudržnost hranic zrn. Jak potvrzují strukturní analýzy, množství karbidických částic na hranicích zrn se zvyšovalo s klesající rychlostí ochlazování.*

**Klíčová slova:** subledeburitická nástrojová ocel 48Cr8MoV, simulace válcování a ochlazování, plastometr Gleeble.

*Simulation of cooling of laboratory slabs made from tool steel 48Cr8MoV, which is used for production of tools for the woodworking industry, was performed with use of the plastometer Gleeble 3800, installed at VŠB-TU Ostrava. The aim of this simulation was to find an optimal cooling rate for minimization of formation of cracks in the slabs rolled from the investigated steel during their cooling. Rolling and subsequent cooling of the investigated steel at the slab mill at TŘINECKÉ ŽELEZÁRNY a.s. was simply simulated by modified compression tests performed at the basic module of the plastometer Gleeble 3800. The deformed samples were cooled down from the temperature of 1020 °C at four different constant cooling rates to temperature of 250 °C. These cooling rates were determined over a wide range of three intervals: 1.4 – 0.6 – 0.18 – 0.05 °C·s<sup>-1</sup>. The tested samples were submitted to metallographic analyses with use of standard optical and also electron microscopy. Moreover, their hardness was determined, according to the Vickers. On the basis of performed simulations and analyses it can be recommended for cooling of slabs from the investigated tool steel 48Cr8MoV to use the cooling rate of 0.18 °C·s<sup>-1</sup>. The higher cooling rates are coupled with higher stresses, which can lead in places inadequately prepared by rolling, to higher occurrence of cracks. Potentially, these are mainly areas with smaller temperature and with unfavorable state of stress (faster cooled and loosely spreading surface areas, or edges of the rolled products). Further slowing of cooling rates of slabs results in creation of many rough precipitates and carbide or eutectoid particles in the matrix, which inappropriately weakens the cohesion of the grain boundaries. Metallographic analyses confirmed that quantity of carbide particles at the grain boundaries increased with slowing of the cooling rate. Analyses of small particles of carbide type would require application of demanding methods based on the transmission electron microscopy.*

**Key words:** sub-ledeburitic tool steel 48Cr8MoV, simulation of rolling and cooling, plastometer Gleeble.

Subledeburitické nástrojové chromové oceli neobsahují speciální ledeburitické karbidy a svým fázovým složením patří spíše mezi oceli nadeutektoidní. Obsah uhlíku se pohybuje v rozmezí od 0,5 do 0,65 % a přísada chromu od 5 do 8 %. Dalším typem je ocel s 5 % chromu a zvýšeným obsahem uhlíku 0,9 %. Tyto subledeburitické oceli se vyznačují výhodnou kombinací houževnatosti a odolnosti proti opotřebení [1-4].

Nástrojové oceli s vysokým obsahem Cr (nad 8 hm. %) často slouží k výrobě strojírenských dílů, které se využívají při zpracovávání dřeva [5, 6]. Nevýhodou

těchto ocelí ovšem je, že při procesu chladnutí po tváření, nejčastěji válcování, dochází k tvorbě trhlin. Tento jev je zásadně ovlivněn rychlostí ochlazování, a proto je nutné hledat optimální podmínky, které by zabránily vzniku tohoto nežádoucího jevu [4, 7, 8].

Předmětem provedených prací bylo nalezení vhodných termomechanických podmínek zpracování nástrojové oceli 48Cr8MoV, která spadá do výrobního portfolia TŘINECKÝCH ŽELEZÁREN a.s. (TŽ) [4]. Zkoumaná ocel se používá k výrobě nožů pro dřevozpracující průmysl [4, 5]. Zkoumání optimálního zpracování tohoto typu oceli bylo realizováno pomocí

modifikovaných tlakových zkoušek realizovaných na plastometru Gleeble 3800, který je instalován na VŠB-TU Ostrava. Tento plastometr umožňuje provádět náročné dynamické termomechanické zkoušky a spolu s výměnným modulem Hydrawedge II i simulaci reálných víceúběrových procesů tváření s přesným dodržáním parametrů deformace [9].

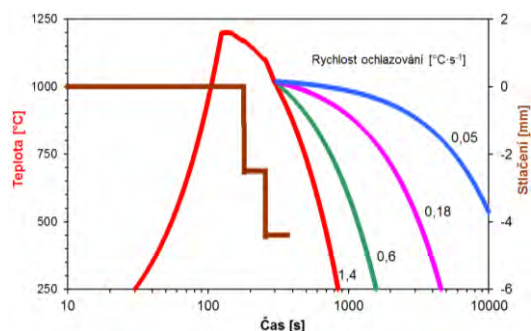
## Popis experimentu

Z nástrojové oceli 48Cr8MoV, jejíž chemické složení dokumentuje tab. 1, byly připraveny válcovité vzorky o průměru 10 mm a délce 86 mm.

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

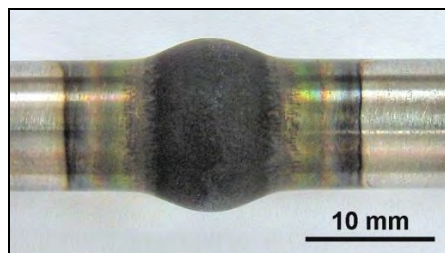
| C     | Mn   | Si   | P     | S     | Cu   | Cr     | Ni    |
|-------|------|------|-------|-------|------|--------|-------|
| 0,504 | 0,44 | 0,93 | 0,024 | 0,003 | 0,1  | 8,13   | 0,25  |
| Al    | Mo   | W    | V     | Ti    | Co   | B      | Nb    |
| 0,04  | 1,41 | 0,03 | 0,482 | 0,004 | 0,01 | 0,0004 | 0,017 |

S využitím modifikovaných tlakových zkoušek na základním modulu plastometru Gleeble 3800, které jsou přednostně určeny pro SICO (Strain Induced Crack Opening) testy tvaritelnosti ocelí [9, 10], bylo zjednodušeně simulováno válcování a následné ochlazování čtyřmi konstantními rychlostmi zkoumané oceli na blokovně v TŽ – viz obr. 1.



Obr. 1 Teploty a absolutní úběry při fyzikálních simulacích  
Fig. 1 Temperatures and absolute deformation during physical simulation

V měděných čelistech byla odporově nahřívána a pýchována zkušební tyč s měřenou délkou 10 mm. Po ohřevu na teplotu 1200 °C následovalo ochlazování rychlostí 1 °C·s<sup>-1</sup> na teplotu 1. úběru – 1170 °C. Tento úběr o velikosti 25 % proběhl rychlostí deformace 1 s<sup>-1</sup>. Následovalo ochlazení opět rychlostí 1 °C·s<sup>-1</sup> na doválcovací teplotu 1100 °C a napěchování úběrem 25 % při rychlosti deformace 3 s<sup>-1</sup>. Dále vzorek chladl rychlostí 2 °C·s<sup>-1</sup> na teplotu 1020 °C, a z ní pak jednou ze čtyř konstantních rychlostí na teplotu 250 °C. Tyto závěrečné rychlosti ochlazování byly stanoveny na 1,4 – 0,6 – 0,18 – 0,05 °C·s<sup>-1</sup>, tedy v širokém rozsahu 3 řádů. Tento postup shrnuje graf na obr. 1, který dokumentuje teplotní a deformační poměry při experimentech. Fotografie na obr. 2 ukazuje detail napěchované části vzorku.



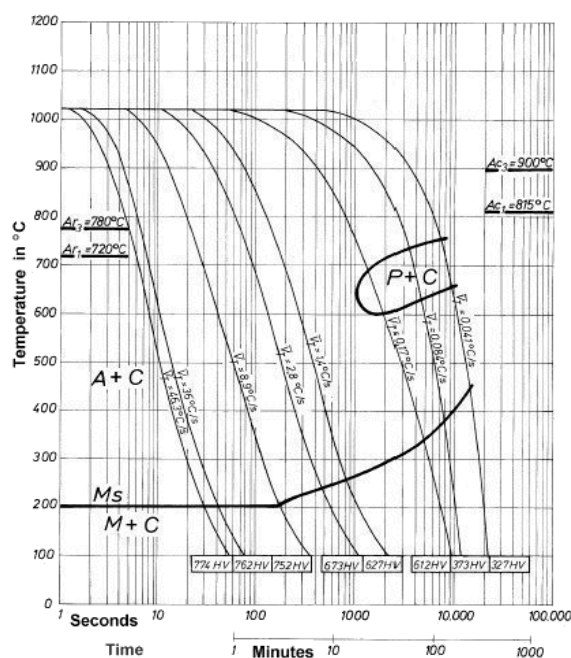
Obr. 2 Napěchovaná část vzorku  
Fig. 2 Compressed part of sample

## Diskuse výsledků

Napěchované vzorky byly rozbroušeny napříč v místě největšího průměru a tradičními metalografickými metodami světelné mikroskopie (s použitím několika různých leptadel) byla hodnocena jejich struktura a výskyt vad. Analýzy byly vždy provedeny ve středové a okrajové části výbrusu, protože v okrajových partiích bylo možno vzhledem k nepříznivému stavu napjatosti během deformace (vyšší podíl tahových složek napětí) očekávat relativně častější výskyt trhlin.

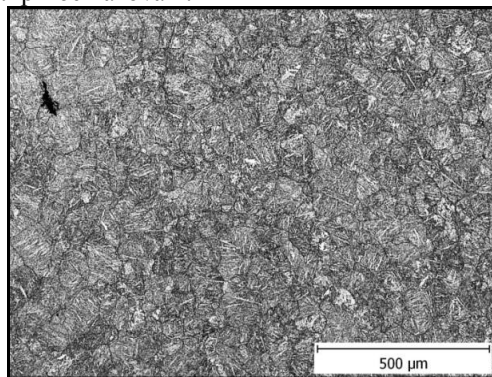
Pro interpretaci výsledků byl využit ARA diagram obdobné oceli OH236 – viz obr. 3 [11]. Z něj vyplývá, že struktura zkoumané oceli po ochlazování by vždy měla být tvořena směsí martenzitu, karbidů a perlitu, s výjimkou nejvyšší ochlazovací rychlosti, po níž by se perlit objevoval neměl.

Předpoklady nebyly zcela naplněny, protože perlitické (eutektoidní) útvary byly u oceli 48Cr8MoV nalezeny pouze u vzorku ochlazovaného nejnižší rychlostí. Jinak byla struktura ve všech případech tvořena martenzitem a karbidy, které však byly metodami světelné mikroskopie identifikovatelné jen velmi obtížně a pro jejich analýzu musela být využita skenovací elektronová mikroskopie (SEM).

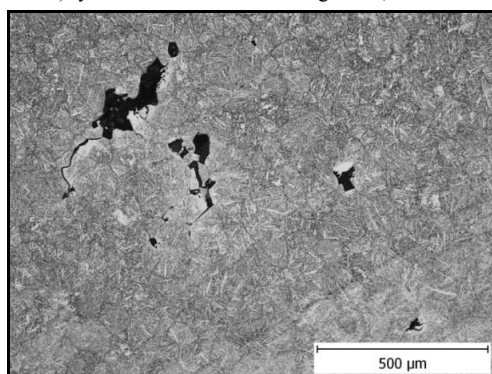


Obr. 3 ARA diagram ekvivalentní oceli OH 236 [11]  
Fig. 3 CCT diagram of equivalent steel OH236 [11]

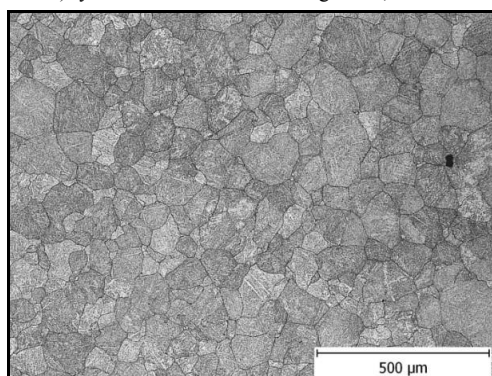
Na základě výsledků ze světelné mikroskopie (viz obr. 4) lze tvrdit, že zejména při rychlostech ochlazování  $1,4\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  a  $0,6\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  se v materiálu objevují trhliny, mající pravděpodobně původ v předchozích procesech lití a tváření. Vzhledem k charakteru jejich výskytu a morfologii se nezdá možné, že by vznikaly jen vlivem napětí při ochlazování.



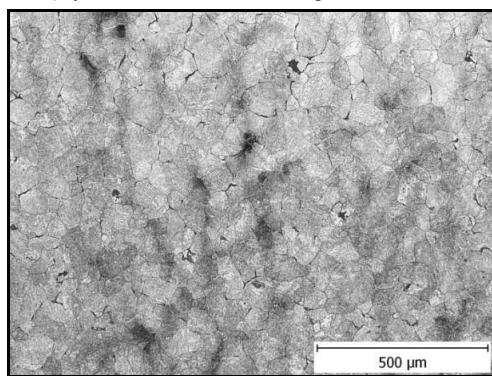
a) rychlost ochlazování / cooling rate  $1,4\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$



b) rychlost ochlazování / cooling rate  $0,6\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$



c) rychlost ochlazování / cooling rate  $0,18\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

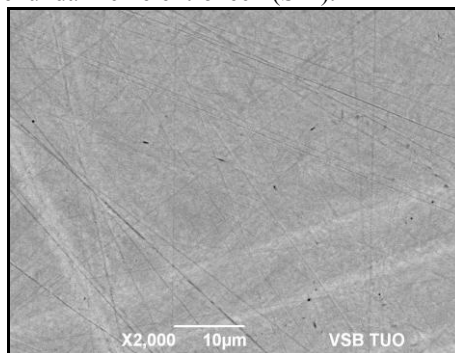


d) rychlost ochlazování / cooling rate  $0,05\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

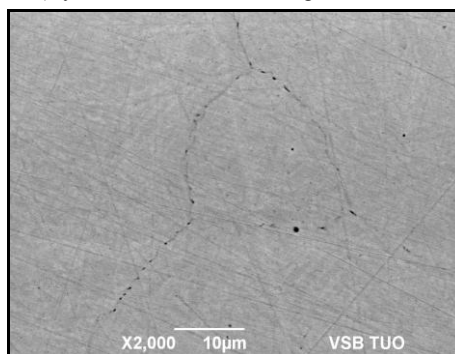
Obr. 4 Mikrostruktura okrajových částí ochlazovaných vzorků  
Fig. 4 Microstructure of edge parts of cooled samples

Se zpomalující se rychlostí ochlazování je výskyt vnitřních vad minimalizován a při nejnižší rychlosti dokonce zcela eliminován. Při rychlosti  $0,05\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  však nastupují problémy se zeslabováním soudržnosti hranic zrn poměrně hrubými eutektoidními útvary. Tento jev by byl jistě nepříznivý při následném zpracování materiálu. Jako optimální varianta ochlazování brám ze zkoumané nástrojové oceli se tedy z pohledu metalografie jeví rychlost cca  $0,18\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ .

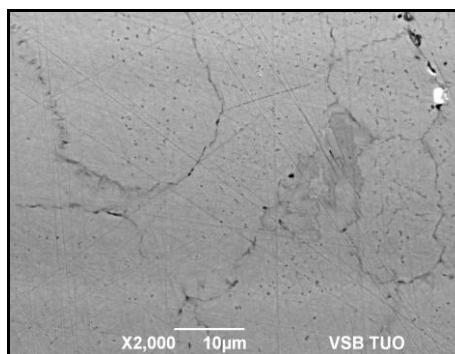
Z důvodů identifikace částic a fází, které nebylo možné určit metodou světelné mikroskopie, byla provedena SEM analýza deformovaných vzorků. Jednotlivé fáze byly identifikovány za použití kvalitativní rtg mikroanalýzy. Semikvantitativní rtg mikroanalýza byla provedena pouze v případě částic větších než  $1\text{ }\mu\text{m}$ , kdy nedocházelo k významnějšímu zkreslení výsledků rtg signálem z okolní matrice. Do výsledků analýzy nebyl zahrnut uhlík. Struktura byla dokumentována ve zpětně odražených elektronech – materiálový kontrast (BEC), resp. sekundárních elektronech (SEI).



a) rychlost ochlazování / cooling rate  $0,6\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$



b) rychlost ochlazování / cooling rate  $0,18\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$



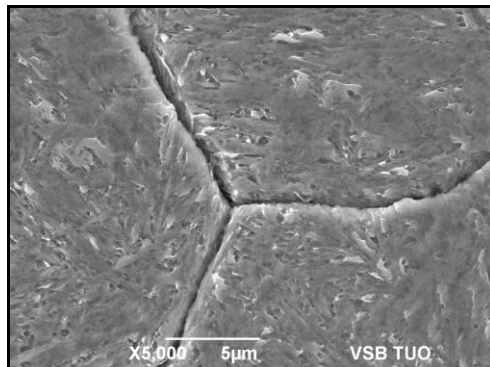
c) rychlost ochlazování / cooling rate  $0,05\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

Obr. 5 Fotodokumentace struktury ve vyleštěném (neleptaném) stavu – metoda BEC

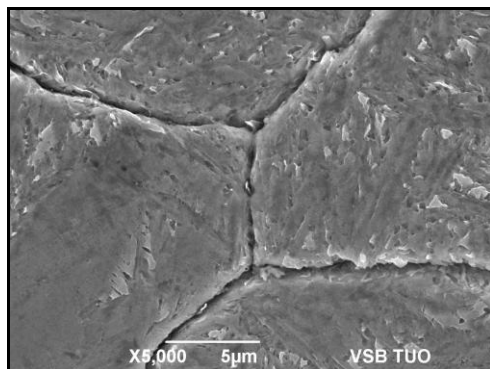
Fig. 5 Photo-documentation of structure samples in the polished (non etched) state – method BEC

Snímky na obr. 5 prokazují hrubnutí částic a jejich soustředování na hranice zrn při klesající rychlosti ochlazování.

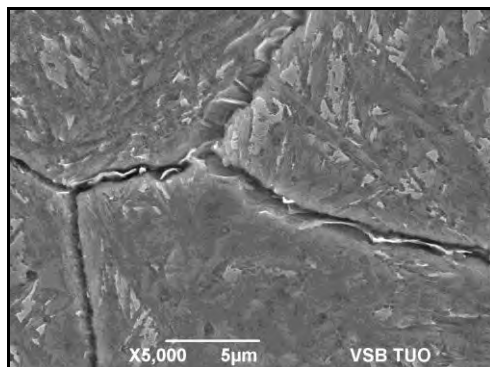
SEI snímky na obr. 6 opět potvrzují zvyšující se počet karbidických částic po hranicích zrn s klesající rychlostí ochlazování.



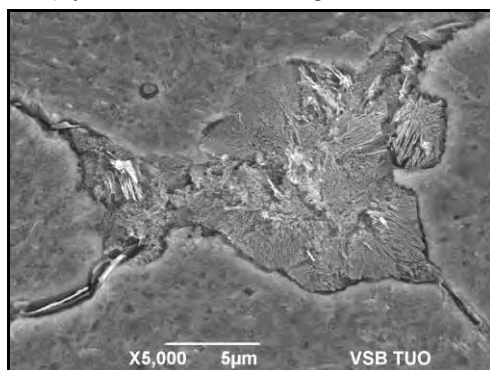
a) rychlost ochlazování / cooling rate 1,4 °C·s<sup>-1</sup>



b) rychlost ochlazování / cooling rate 0,6 °C·s<sup>-1</sup>



c) rychlost ochlazování / cooling rate 0,18 °C·s<sup>-1</sup>



d) rychlost ochlazování / cooling rate 0,05 °C·s<sup>-1</sup>

Obr. 6 Fotodokumentace struktury ve vyleštěném (neleptaném) stavu – SEI

Fig. 6 Photo-documentation of structure of samples in the polished (non etched) state – method SEI

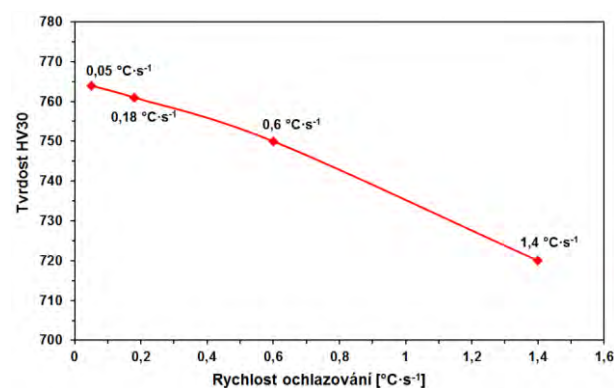
V případě nejvyšší rychlosti ochlazování (1,4 °C·s<sup>-1</sup>) jsou hranice zrn téměř čisté, a podobně tomu je i v případě rychlosti 0,6 °C·s<sup>-1</sup>. V obou případech jsou karbidy poměrně jemné a jejich výskyt na hranicích zrn je minimální. U vzorku ochlazovaného rychlostí 0,18 °C·s<sup>-1</sup> se na hranicích zrn už objevují souvislé řetízky jemných karbidů. Při nejpomalejší rychlosti ochlazování (0,05 °C·s<sup>-1</sup>) jsou na hranicích zrn jasně patrné tenké filmy karbidů a především je zde zvýšený výskyt výrazných eutektoidních útvarů s lamelární morfologií. Tyto útvary však nejsou klasickým perlitem, protože jsou tvořeny karbidy na bázi Cr, Mo a V. Minoritně se zde vyskytují i směsné karbidy Ti a Nb (bílý kontrast).

Experiment byl navíc ještě doplněn o měření tvrdosti podle Vickerse. V každém vzorku byly provedeny 3 vpichy a změřena tvrdost HV30 – hodnoty jsou uvedeny v tab. 2.

Tab. 2 Hodnoty naměřených tvrdostí  
Tab. 2 Values of measured hardness

| Rychlost ochlazování    | Střední hodnota | Směrodatná odchylka HV30 |
|-------------------------|-----------------|--------------------------|
| 1,4 °C·s <sup>-1</sup>  | 720             | 22                       |
| 0,6 °C·s <sup>-1</sup>  | 750             | 11                       |
| 0,18 °C·s <sup>-1</sup> | 761             | 3                        |
| 0,05 °C·s <sup>-1</sup> | 764             | 23                       |

Z obr. 7 je zřejmé, že s klesající rychlostí ochlazování tvrdost roste, což lze vysvětlit zpevňujícím účinkem zvýšeného obsahu částic (pravděpodobně karbidů) v matici. Za pozornost stojí poměrně velký rozptyl naměřených hodnot tvrdosti u vzorků ochlazovaných nejnižší a nejvyšší rychlostí – viz tab. 2. Tento poznatek koresponduje s výsledky metalografie – struktury po ochlazování středními rychlostmi (0,6 °C·s<sup>-1</sup> a 0,18 °C·s<sup>-1</sup>) jsou rovnoměrnější.



Obr. 7 Vliv rychlosti ochlazování na tvrdost zkoumané oceli  
Fig. 7 Influence of cooling rate on hardness of investigated steel

## Závěr

Na základě provedených experimentů a analýz lze pro ochlazování bramb ze zkoumané nástrojové oceli 48Cr8MoV doporučit rychlost ochlazování 0,18 °C·s<sup>-1</sup>. Vyšší ochlazovací rychlosti jsou spojeny s větším napětím, jež v místech nevhodně připravených předchozím tvářením mohou vést ke zvýšenému

výskytu trhlin. Potenciálně se jedná především o oblasti s nižší teplotou a s nepříznivým stavem napjatosti (rychleji chladnoucí a volně se šířící povrchové oblasti, resp. hrany provalku).

Další snižování rychlosti ochlazování bramy má za následek vznik množství hrubnoucích precipitátů v matici a karbidických, resp. eutektoidních útvarů nevhodně zeslabujících soudržnost hranic zrn. Jak potvrzují strukturní analýzy, množství karbidických částic na hranicích zrn se zvyšovalo s klesající rychlostí ochlazování. Pro analýzu malých částic karbidického typu by bylo nutné aplikovat náročnější metody založené na transmisní elektronové mikroskopii.

Zajímavým vedlejším produktem provedených studií jsou mikrostrukturní rozporů mezi zkoumanou ocelí 48Cr8MoV a ocelí, která je svým složením a použitím této oceli blízká. Při ochlazování nejnižšími zvolenými rychlostmi by měla obdobná ocel OH236 vykazovat významný podíl perlitu a prakticky poloviční tvrdost (viz obr. 3). Příčinou tohoto jevu je pravděpodobný posun perlitického a feritického nosu zkoumané oceli v ARA diagramu směrem k delším časům. Je zřejmé, že dalšímu výzkumu by napomohla znalost rozpadového diagramu nástrojové oceli 48Cr8MoV, odpovídajícímu podmínkám ochlazování válcovaných bram (tzn. i s uvažováním reálné velikosti austenitického zrna).

#### 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 projektu 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., et al. *Nástrojové oceli POLDI a jejich použití*. 1. vyd., Praha: SNTL-Nakladatelství technické literatury, 1986, s. 412
- [2] FREMUNT, P., et al. *Nástrojové oceli*. Brno: Dům techniky, 1994, s. 229
- [3] SILBERNAGEL, A., et al. *Struktura, vlastnosti, zkoušení a použití kovů*. 1. vyd., Ostrava: Kovosil, 2011, s. 285. CHMIEL, B., et al. Současný stav, vývoj a možnosti výroby nových typů nástrojových ocelí v TŽ, a.s. *Hutnické listy*, 2013, roč. 66, č. 1, s. 17-21
- [4] CHMIEL, B., et al. Současný stav, vývoj a možnosti výroby nových typů nástrojových ocelí v TŽ, a.s. *Hutnické listy*, roč. 66, 2013, č. 1, s. 17-21
- [5] CHMIEL, B., et al. Výroba nástrojových ocelí v Třineckých železárnách, a.s., pro průmyslové nože na dřevo. *Hutnické listy*, roč. 63, 2010, č. 5, s. 27-31
- [6] HOSFORD, W.F., CADDELL, R.M. *Metal forming – mechanics and metallurgy*. Cambridge University Press, 2011, s. 331
- [7] BERNIS, H., et al. Fracture of hot formed ledeburitic chromium steels. *Engineering Fracture Mechanics*, roč. 58, 1997, č. 4, s. 311-325
- [8] UHLENHAUT, D.I., et al. Structure and properties of a hypoeutectic chromium steel processed in the semi-solid state. *Acta materialia*, 2006, roč. 54, s. 2727-2734
- [9] SCHINDLER, I., KAWULOK, P. Aplikační možnosti plastometru Gleeble 3800 se simulačním modulem Hydrowedge II na VŠB-TU Ostrava. *Hutnické listy*, roč. 66, 2013, 4, s. 85-90
- [10] MANDZIEJ, S. T. Physical simulation of metallurgical processes. *Materials and technology*, roč. 44, 2010, č. 3, s. 105-119
- [11] <http://www.metalravne.com/selector/steels/oh236.html>

## Celosvětový export železné rudy stoupne

Stahl Aktuell

5. 5. 2014

I v roce 2014 budou exporty železné rudy razantně stoupat, a obchod s železnou rudou je tak ve zřetelném rozporu s mnoha jinými surovinami, kde začalo v roce 2013 zpomalení růstových ukazatelů. Analytici australské Macquarie Bank očekávají růst exportu o 16,5 % (107 mil. t) oproti roku 2013 (1,394 mil. t). Macquarie Bank tak zvyšuje svůj odhad ze začátku roku o 24 mil. t. Dokonce ani obvyklé sezónní zpomalení v prvním čtvrtletí nebylo letos téměř cítit. Růst exportu podnítila výstavba nových kapacit u velké důlní společnosti Rio Tinto a Fortescue Metals ve třetím čtvrtletí 2013. Největší podíl na tom nese Austrálie. K růstu poptávky přispívá to, že v mnoha oblastech mimo Čínu poptávka znovu ožila. Tak například export do Jižní Koreje stoupl v prvním čtvrtletí 2014 o 34 %, do Japonska o 20 % a do Evropy o 12 %.

## Vliv deformace na diagram anizotermického rozpadu austenitu oceli 32CrB4

### Effect of Deformation on the CCT Diagram of Steel 32CrB4

Ing. Rostislav Kawulok<sup>1</sup>, Ing. Petr Kawulok, Ph.D.<sup>1</sup>, Prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.<sup>1</sup>, Ing. Zdeněk Solowski<sup>2</sup>, Ing. Karel Milan Čmiel, Ph.D.<sup>2</sup>, Ing. Zdeněk Havlíček<sup>2</sup>, Ing. Petr Opěla<sup>1</sup>, Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, 17. listopadu 15, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

<sup>2</sup> Třinecké železářny a.s., Průmyslová 1000, 739 70 Třinec-Staré Město, Česká republika

S využitím univerzálního plastometru Gleeble 3800 byly na základě dilatometrických testů určovány ARA diagramy šroubářské oceli 32CrB4 bez / s vlivem předchozí deformace. Připravené vzorky byly elektricky odporově ohřáty na teplotu 850 °C a po následné 2minutové výdrži na této teplotě byly ochlazovány zvolenými rychlostmi na teplotu 25 °C. V případě dilatometrických testů s deformací byly vzorky po austenitizaci při teplotě 850 °C navíc deformovány tlakem skutečnou deformací 0,35 s deformační rychlostí 1 s<sup>-1</sup>. Rychlosti ochlazování vzorků při dilatometrických testech byly zvoleny v rozsahu od 37,2 do 0,16 °C.s<sup>-1</sup>. Kromě toho byly zkonstruovány rozpadové diagramy pomocí výpočtu v programu QTSteel. Dilatometrickou analýzou bylo zjištěno, že oproti diagramu stanovenému programem QTSteel jsou nosy jednotlivých křivek ve skutečnosti posunuty ke kratším časům, což je markantní zejména v případě vzniku feritu a perlitu. Předchozí deformace zásadním způsobem ovlivnila rozpadový diagram zkoumané oceli. Kratší časy, jež byly k dispozici pro uzdravování deformované struktury během rychlejšího ochlazování, měly za následek výrazný posun křivek v deformačně ovlivněném ARA diagramu směrem ke kratším časům. Při nízkých rychlostech ochlazování byl vliv deformace prakticky zanedbatelný, protože mezi deformací a počátkem fázové přeměny došlo k rekrytalizaci eliminující předchozí deformační zpevnění.

**Klíčová slova:** ocel 32CrB4, dilatometrické testy, ARA diagram bez / s vlivem deformace, program QTSteel.

Using the plastometer Gleeble 3800, installed at VŠB-TU Ostrava, the ARA diagrams of the bolt steel 32CrB4 were determined - without / with former deformation, on the basis of dilatometric tests. The prepared specimens were heated up to 850 °C, using an electrical resistive heating, and after the following dwell of 2 minutes at this temperature they were cooled down by selected rates to 25 °C. In case of the dilatometric tests with deformation the specimens after austenitizing at 850 °C were deformed by compression with true strain 0.35 at the strain rate of 1 s<sup>-1</sup>, and then cooled down by chosen rates to 25 °C. Cooling rates for the specimens at dilatometric tests were selected in the range from 37.2 to 0.16 °C.s<sup>-1</sup>. In addition, dilatometric tests were performed with deformation at 800 °C. Moreover, on the basis of chemical composition of the investigated steel, disintegration diagrams were constructed utilizing the software QTSteel calculations. The conformity between the ARA diagram obtained by dilatometric tests and analogical diagram acquired by calculations was found to be insufficient. It was found by dilatometric analysis that the peaks of each curve were in real cases shifted into shorter times in comparison with the diagram determined by the QTSteel software, which is noticeable especially in the case of formation of ferrite and pearlite. Former deformation significantly influenced the disintegration diagram of investigated steel. The shorter times available for softening of the deformed structure during faster cooling down resulted into a significant shift of the curves in the deformation influenced ARA diagram toward the shorter times. The influence of deformation at slow cooling down rates was essentially insignificant, because recrystallization took place between the deformation and the beginning of the phase transformation, which eliminated former deformation strengthening. The deformation affected ARA diagram of the investigated steel compiled by the QTSteel software is essentially inapplicable because in this case the deformation influence does not entirely satisfy the assumptions, not even in comparison with the calculation obtained by classical ARA diagram.

**Key words:** steel 32 CrB4, dilatometric tests, CCT and DCCT diagrams, software QTSteel.

Transformační diagramy znázorňují vliv teploty a času na průběh přeměny austenitu. Jejich platnost je vymezena chemickým složením a podmínkami austenitizace dané oceli. Rozlišují se dva základní typy: diagram izotermického rozpadu austenitu (IRA) a diagram anizotermického rozpadu austenitu (ARA). Tyto diagramy jsou využívány především při optimalizaci postupů tepelného nebo termomechanického zpracování [1, 2].

ARA diagramy mají pro optimalizace procesů větší význam, protože udávají počátky a konce přeměn austenitu při jeho plynulém ochlazování různými rychlostmi. Ve srovnání s IRA jsou ARA diagramy složitější, protože výsledná struktura oceli může být tvořena směsí produktů přeměn, které vznikají při různých teplotách. ARA diagramy jsou obvykle sestavovány pomocí fyzikálních dilatometrických analýz, k čemuž lze využít speciálně konstruované

dilatometry [3, 4] anebo univerzální plastometry typu Gleeble [5, 6]. Kromě toho lze ARA diagramy sestavit pomocí speciálních výpočtových programů [7, 8].

Tento příspěvek je zaměřen na výzkum vlivu deformace na ARA diagram šroubářské oceli 32CrB4. S využitím univerzálního plastometru Gleeble 3800, který je instalovaný na RMTVC VŠB-TU Ostrava [9], byly provedeny na jediném zařízení 2 sady dilatometrických testů a sestaveny rozpadové diagramy typu CCT a DCCT (s vlivem předchozí deformace).

## Popis experimentu

Z oceli 32CrB4, o chemickém složení dle normy EN 10263-4 (hm. %): 0,30 – 0,34 C; 0,60 – 0,90 Mn; max. 0,30 Si; 0,90 – 1,20 Cr; max. 0,025 P; max. 0,025 S [10], byly pro dilatometrické zkoušky připraveny 2 typy vzorků. Pro dilatometrické zkoušky bez deformace byly připraveny 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 ohřívací části 20 mm.

Připravené vzorky byly elektricky odporově ohřáty na teplotu 850 °C, následovala 2minutová výdrž na teplotě a poté byly vzorky ochlazovány zvolenou rychlostí na teplotu 25 °C. Pro dilatometrické testy bez předchozí deformace byly zvoleny rychlosti ochlazování 37,2 – 15 – 10 – 8 – 7,3 – 5,5 – 4 – 3 – 2 – 1,5 – 1 – 0,4 – 0,16 °C·s<sup>-1</sup> [11].

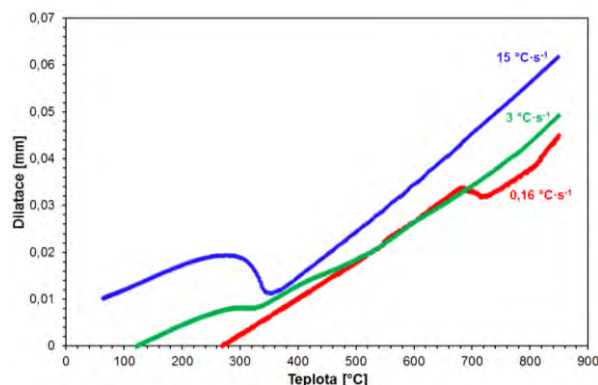
V případě dilatometrických testů s vlivem předchozí deformace byly vzorky po ohřevu a výdrži na teplotě deformovány při teplotě 850 °C jednoosým tlakem skutečnou deformací 0,35 s deformační rychlostí 1 s<sup>-1</sup> a následně ochlazovány zvolenými rychlostmi (15 – 12 – 10 – 8 – 5,5 – 3 – 1 – 0,16 °C·s<sup>-1</sup>) na teplotu 25 °C. Doplnkově bylo provedeno 5 dilatometrických testů s vlivem předchozí deformace, kdy po analogické austenitizaci vzorků jako v předchozím případě byly vzorky ochlazené zvolenými rychlostmi na teplotu 800 °C a po výdrži 10 s byly deformovány skutečnou deformací 0,35 s deformační rychlostí 1 s<sup>-1</sup>. Následně byly ochlazovány zvolenými rychlostmi (15 – 8 – 5,5 – 3 – 1 °C·s<sup>-1</sup>) na teplotu 25 °C [11].

Zkoušené vzorky byly následně podrobeny metalografickým analýzám a měřením tvrdosti HRC.

## Zpracování naměřených dat a diskuse výsledků

Nejdříve byly provedeny dilatometrické testy oceli 32CrB4 při zvolených rychlostech ochlazování bez vlivu předchozí deformace. Příklad vlivu rychlosti

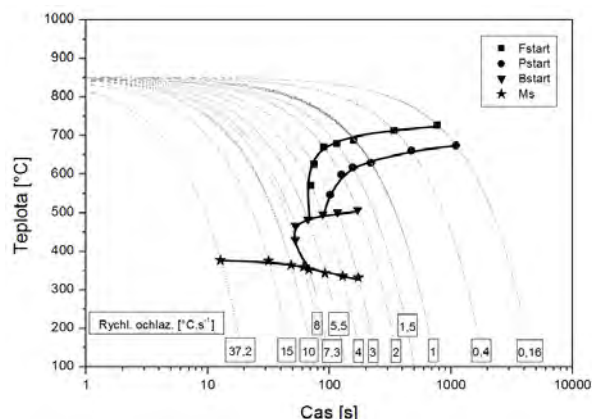
ochlazování na dilataci vzorků ze zkoumané oceli dokumentuje obr. 1.



Obr. 1 Dilatační křivky při ochlazování oceli 32CrB4 (bez vlivu předchozí deformace)

Fig. 1 Dilatation curves for cooling of steel 32CrB4 (without effect of preceding deformation)

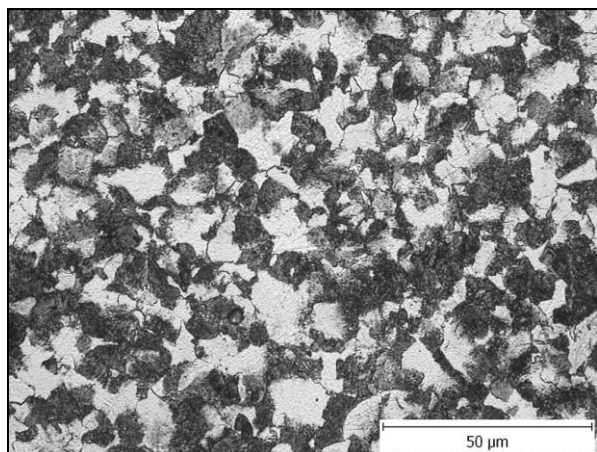
Na základě zjištěných dilatačních křivek byl ve specializovaném CCT software, který byl dodán firmou DSI spolu s plastometrem Gleeble 3800, sestaven ARA diagram zkoumané oceli bez vlivu předchozí deformace – viz obr. 2.



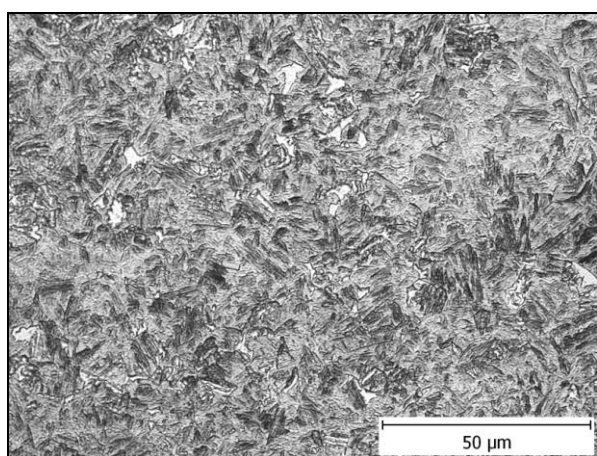
Obr. 2 ARA diagram oceli 32CrB4 (bez vlivu předchozí deformace)

Fig. 2 CCT diagram of steel 32CrB4 (without effect of preceding deformation)

Pomocí optické metalografické analýzy bylo zjištěno, že po ochlazování z teploty austenitizace 850 °C rychlostmi pod 1,5 °C·s<sup>-1</sup> je struktura zkoumané oceli složena výhradně z feritu a perlitu – viz obr. 3a. Rychlosti ochlazování nad 7,3 °C měly za následek vznik struktury tvořené základními fázemi (bainitem a martenzitem) – viz obr. 3b. S výjimkou nejvyšší ochlazovací rychlosti 37,2 °C/s se však v základních strukturách vždy objevilo menší množství fáze (pod 5 %), klasickou metalografií neidentifikovatelné. Pomocí plošné EBSD analýzy na řádkovacím elektronovém mikroskopu bylo zjištěno, že tyto útvary mají kubickou prostorově centrovanou krystalografickou mříž a odpovídají feritu. Ve velmi malém množství se objevovaly útvary odpovídající jemným částicím karbidu železa v základné složce. Austenit nebyl ve studované oblasti vůbec identifikován.



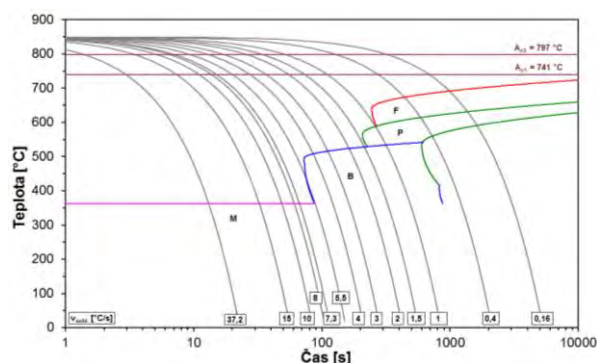
a) rychlost ochlazování  $1,5\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$   
a) cooling rate  $1.5\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$



b) rychlost ochlazování  $8\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$   
b) cooling rate  $8\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$

Obr. 3 Příklady mikrostruktur dilatometricky zkoušených vzorků  
Fig. 3 Examples of microstructure of the samples subjected to dilatometric tests

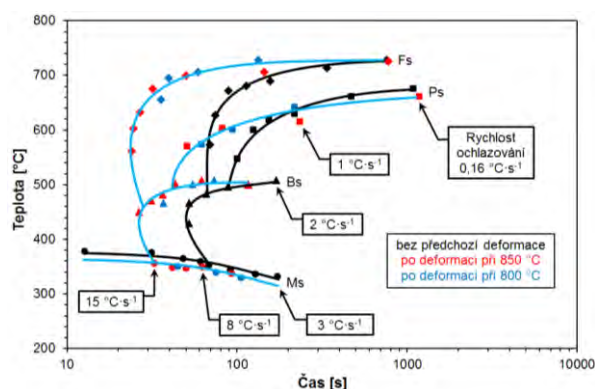
Pro porovnání byl sestaven ARA diagram zkoumané oceli pomocí výpočtového software QTSteel – viz obr. 4, a to s analogickými podmínkami ohřevu a ochlazování jako v případě dilatometrických testů.



Obr. 4 ARA diagram oceli 32CrB4 sestavený softwarem QTSteel  
Fig. 4 CCT diagram of steel 32CrB4 constructed by using the software QTSteel

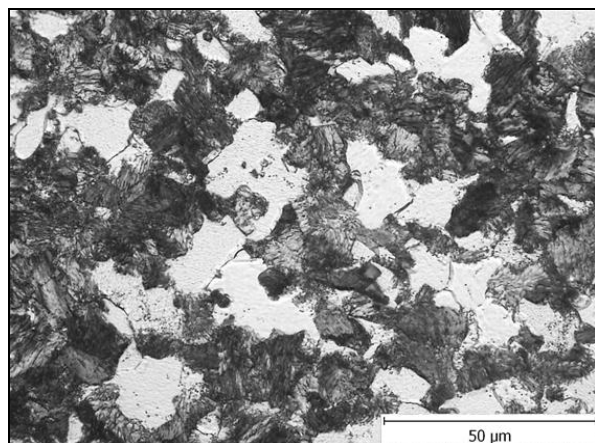
Shoda experimentálně určeného ARA diagramu s diagramem získaným výpočtem (viz obr. 2 a 4) není dostatečná. Rozpadový diagram sestavený výpočtem v QTSteelu nereflektuje pokles teploty počátku martenzitické transformace s klesající rychlostí ochlazování. Kromě toho nosy jednotlivých strukturních fází jsou v případě vypočteného ARA diagramu posunuty k delším časům. Z praktického hlediska je v případě experimentálně určeného ARA diagramu nebezpečná velmi úzká oblast ochlazovacích rychlostí, poskytujících bainiticko-martenzitickou strukturu bez přítomnosti alespoň malých podílů feritu.

Experimentálně určený vliv deformace na ARA diagram zkoumané oceli dokumentuje obr. 5. Protože nebyl zjištěn žádný vliv teploty deformace na teploty přeměn, byly body získané pro teplotu deformace 850 i 800 °C prokládány příslušnými křivkami společně.

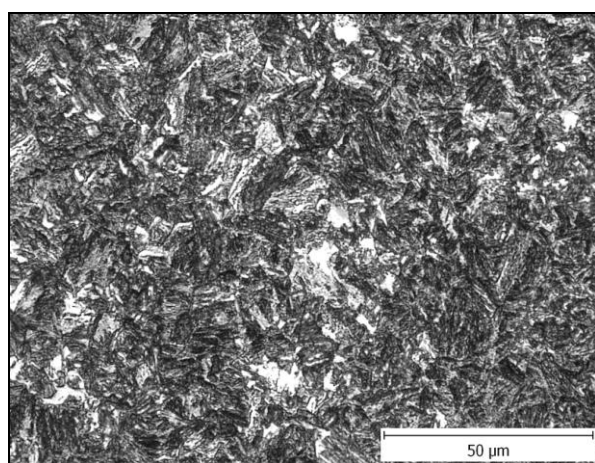


Obr. 5 Vliv deformace na ARA diagram oceli 32CrB4  
Fig. 5 Effect of deformation in the CCT diagram for the steel 32CrB4

Počátek martenzitické transformace byl deformací posunut jen velmi mírně k nižším teplotám – viz obr. 5. Při nízkých rychlostech ochlazování byl vliv deformace prakticky zanedbatelný, protože mezi deformací a počátkem fázové přeměny došlo k rekystalizaci eliminující předchozí deformační zpevnění – viz mikrostruktura vzorku ochlazovaného rychlostí  $0,16\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$  (obr. 6a). Kratší doby, jež byly k dispozici pro uzdravování deformované struktury během rychlejšího ochlazování (rychlosti ochlazování do  $3\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ ), měly za následek výrazný posun křivek v deformačně ovlivněném ARA diagramu směrem doleva, tedy ke kratším časům – viz obr. 5. To se týká počátku transformace bainitické i perlitické, ale nejvýrazněji zahájení přeměny austenitu na ferit. Proto byla výsledná mikrostruktura deformačně zpevněného vzorku ochlazovaného rychlostí  $8\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$  tvořena směsí martenzitu, bainitu, perlitu a feritu, zatímco vzorek ochlazovaný analogickou rychlostí bez předchozí deformace obsahoval pouze směs základních fází s minimálním výskytem feritu – viz obr. 6b a 3b.



a) rychlost ochlazování  $0,16\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$   
a) cooling rate  $0,16\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$



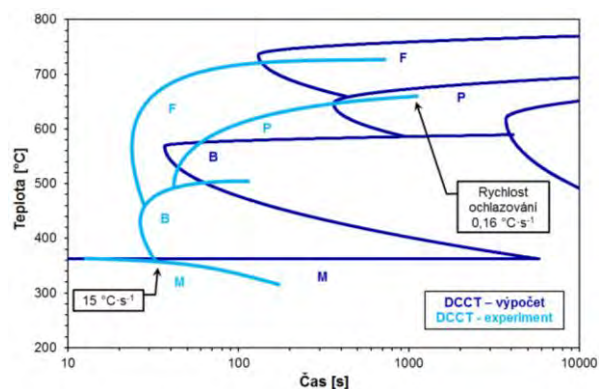
b) rychlost ochlazování  $8\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$   
b) cooling rate  $8\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$

Obr. 6 Příklady mikrostruktur deformovaných dilatometricky zkoušených vzorků  
Fig. 6 Examples of microstructure of the deformed samples subjected to dilatometric tests

Obdobných výsledků bylo dosaženo dříve při konstrukci DCCT (Deformation Control Cooling Transformation) diagramu nízkolegované oceli 42CrMo4 s využitím dilatometrické analýzy [8]. I v tomto případě byly nosy jednotlivých křivek (zejména počátku feritické a bainitické transformace) vlivem předchozí deformace posunuty ke kratším časům.

Pro doplnění byly porovnány experimentálně a výpočtem (v programu QTSteel) získané ARA diagramy s vlivem předchozí deformace (DCCT) – viz obr. 7.

Z obr. 7 je zřejmé, že v případě oceli 32CrB4 nedává program QTSteel použitelné informace o vlivu deformace na kinetiku fázových transformací během ochlazování různými rychlostmi z teploty  $850\text{ °C}$  (jež byla zároveň i teplotou deformace). Zásadní rozdíly existují v případě obou DCCT diagramů, ale překvapivě neshody byly zjištěny i při porovnání CCT a DCCT diagramů získaných matematickým modelováním. Při něm předchozí deformace posouvá jednotlivé křivky významně směrem nahoru (k vyšším teplotám),

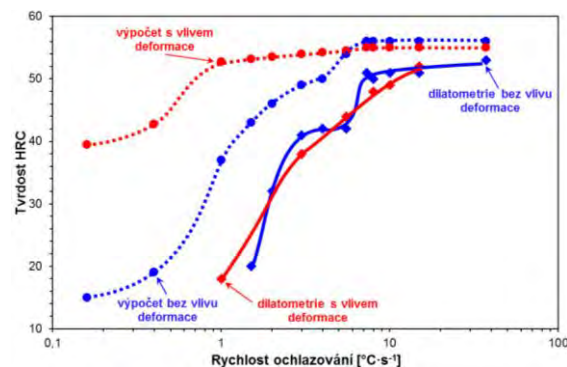


Obr. 7 Porovnání experimentálně a výpočtem určených DCCT diagramů zkoumané oceli

Fig. 7 Comparison of experimentally determined and calculated DCCT diagrams of investigated steel

zatímco logický je posun doleva (ke kratším časům). Perlitický nos je dle výpočtu vlivem předchozí deformace posunut dokonce k delším časům, což je v rozporu s experimentálními poznatky.

Průměrné tvrdosti HRC dle Rockwella (min. 3 vtisky pro jeden vzorek) dilatometricky zkoušených vzorků a tvrdosti, určené výpočtem v programu QTSteel, dokumentuje graf na obr. 8. Analýzou podílů fází u vzorků bez předchozí deformace bylo zjištěno, že při rychlostech ochlazování  $3\text{ a }4\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$  je struktura tvořena do 10 % martenzitem, do 66 % bainitem, do 11 % perlitem a do 13 % feritem, zatímco při rychlostech ochlazování  $7,3\text{ až }10\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$  je struktura tvořena pouze základními fázemi. Při rychlostech ochlazování alespoň  $8\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$  byla mikrostruktura tvořena takřka výhradně martenzitem. Zastoupení jednotlivých strukturních podílů mělo samozřejmě zásadní vliv na výslednou tvrdost. V případě dilatometrických vzorků ovlivněných předchozí deformací byla po rychlostech ochlazování od 3 do  $8\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$  struktura tvořena směsí martenzitu, bainitu, perlitu a feritu, při vyšších rychlostech ochlazování pak pouze směsí martenzitu a bainitu. Předchozí deformace měla tedy za následek relativně hladší průběh tvrdosti v rozsahu rychlostí ochlazování od 3 do  $10\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ .



Obr. 8 Tvrdost dilatometricky zkoušených vzorků a vypočtená programem QTSteel

Fig. 8 Hardness of the samples subjected to dilatometric tests and calculated by using the software QTSteel

Výpočtem v programu QTSteel byl, ve srovnání s dilatometricky testovanými vzorky, určen výrazně

vyšší vliv deformace na tvrdost oceli 32CrB4 ve zkoumaném rozsahu rychlostí ochlazování. Výpočtem stanovené tvrdosti byly značně vyšší než tvrdosti dilatometricky testovaných vzorků. Tyto rozdíly jsou markantní zejména při rychlostech ochlazování do  $5,5\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ .

## Závěry

S využitím dilatometrických testů, provedených na plastometru Gleeble 3800, byly zkonstruovány rozpadové diagramy oceli 32CrB4 typu CCT i DCCT, tedy i s vlivem předchozí deformace.

Bylo ověřeno, že rozpadový diagram sestavený výpočtem v programu QTSteel nereflektuje pokles teploty počátku martenzitické transformace s klesající rychlostí ochlazování a že oproti dilatometrickým výsledkům jsou nosy jednotlivých křivek posunuty k delším časům, což je markantní zejména v případě vzniku feritu a perlitu.

Předchozí deformace zásadním způsobem ovlivňuje rozpadový diagram. Kratší časy, jež byly k dispozici pro uzdravování deformované struktury během rychlejšího ochlazování, měly za následek výrazný posun křivek v DCCT diagramu směrem ke kratším časům. Při nízkých rychlostech ochlazování byl vliv deformace prakticky zanedbatelný, protože mezi deformací a počátkem fázové přeměny došlo k rekrytalizaci eliminující předchozí deformační zpevnění.

ARA diagram zkoumané oceli, ovlivněné předchozí deformací, sestavený matematickým modelováním v software QTSteel je prakticky nepoužitelný, protože vliv deformace v tomto případě neposouvá očekávaným způsobem jednotlivé křivky ani ve srovnání s výpočtem získaným diagramem ARA.

Metalografické analýzy a zkoušky tvrdosti potvrdily přesnost dilatometrických analýz provedených na plastometru Gleeble 3800. Rozpadové diagramy nedeformovaného materiálu a oceli ovlivněné předchozí deformací jsou velmi dobře porovnatelné díky realizaci dilatometrických testů na jediném zařízení.

## Poděkování

*Práce byly provedeny v rámci řešení projektu č. LO1203 „Regionální materiálově technologické*

*výzkumné centrum – program udržitelnosti“ a projektu č. SP2014/100 – „Zkoumání deformačního chování materiálů s využitím simulátoru deformací a laboratorního válcování“, financovaných MŠMT ČR.*

## Literatura

- [1] SILBERNAGEL, A., et al. *Struktura, vlastnosti, zkoušení a použití kovů*. 1. vydání. Ostrava: Kovosil Ostrava, 2011, 284 s. ISBN 978-80-903694-6-7
- [2] JECH, J. *Tepelné zpracování oceli*. 1. vydání. Praha: SNTL, 1983, 392 s
- [3] 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
- [4] DUTTA, R.K., AMIRTHALINGAM, M., HERMANS, M.J.M., RICHARDSON, I.M. Kinetics of bainitic transformation and transformation plasticity in a higher strength quenched and tempered structural steel. *Materials Science and Engineering A*, roč. 559, 2013, s. 86-95. ISSN 0921-5093
- [5] CHEN, J., TANG, S., LIU, Z., WANG, G. Influence of molybdenum content on transformation behavior of high performance bridge steel during continuous cooling. *Materials and Design*, roč. 49, 2013, s. 465-470. ISSN 0261-3069
- [6] DHUA, S.K., SARKAR, P.P. Development of ultrafine grains in C-Mn steel plates through hot-rolling and air-cooling. *Materials Science and Engineering A*, roč. 575, 2013, s. 177-188. ISSN 0921-5093
- [7] ŽÁČEK, O., LIŠKA, M., KREISLEROVÁ, K. Development of new structural weathering steels. In: *Metal 2009: Hradec nad Moravicí, 19. – 21. 5. 2009*. Ostrava: Tanger spol. s r. o., 2009, CD-ROM, příspěvek č. 69. ISBN 978-80-87294-03-1
- [8] KAWULOK, P., SCHINDLER, I., ŠIMEČEK, P., ČMIEL, K.M. Computer simulation of controlled cooling after finish rolling of steel 42CrMo4. *Hutnické listy*, roč. 64, 2011, č. 4, s. 92-96. ISSN 0018-8069
- [9] 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
- [10] ČSN EN 10263-4. *Ocelové dráty válcované, tyče a dráty tažené pro petchování a protlačování za studena*. Praha: Český normalizační institut, 2005
- [11] HAVLÍČEK, Z. *Vlastnosti šroubárenské oceli 32CrB4 po řízeném ochlazování válcovaného drátu*. Ostrava, 2014. Diplomová práce. VŠB-TU Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, Katedra tváření materiálu

## ArcelorMittal zveřejnil Zprávu o udržitelném rozvoji firmy 2013

www.upj.de

ArcelorMittal zveřejnil výše uvedenou zprávu. Hlavní téma zprávy spočívá v otázce, jak ArcelorMittal přizpůsobil svůj proces tvorby hodnot dnešním podmínkám – od snížení stavu zaměstnanců, cen, skladových zásob a výroby oceli, přes technologické výrobní inovace, jakož i recirkulace surovin až po nakládání s vedlejšími produkty. Ke zlatým hřebům sledovaného období patří mimo jiné snížení pracovní neschopnosti z pracovních úrazů o 74 % během posledních 6 let, investice 60 mil. USD do vzdělávání a zvyšování kvalifikace 232 000 zaměstnanců, snížení emisí prachu v ocelárnách o 19 % od roku 2010 aj.

## Modely deformačního odporu oceli C45 za tepla

### Hot Flow Stress Models of the Steel C45

Ing. Petr Opěla<sup>1</sup>, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.<sup>1</sup>, Ing. Tomáš Petrek<sup>1</sup>, Ing. Petr Kawulok, Ph.D.<sup>1</sup>, Ing. Filip Vančura<sup>2</sup>, Ing. Rostislav Kawulok<sup>1</sup>, Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

<sup>2</sup>Kovárna VIVA a.s., Vavrečkova 5333, 760 01 Zlín, Česká republika

*Středně uhlíková ocel C45 spadá do skupiny nelegovaných ocelí. Je určena především pro výrobu v zápusťkových kovárnách a dále na méně namáhané strojní díly. Na základě experimentálně obdržených napětových křivek, za využití jednoosých zkoušek tlakem za tepla na plastometru HDS-20 byly predikovány deformační odpory dané slitiny dvěma zcela rozlišnými typy matematických modelů, navíc při srovnání s modelem, jenž byl vytvořen na základě materiálové databáze FEM softwaru FORGE. Samotný test probíhal v teplotním rozmezí 1000 až 1200 °C při rozmezí deformačních rychlostí 0,1 až 100 s<sup>-1</sup>. Doplnkově byl rozšířen interval tvářecích teplot na 900 až 1280 °C. Z výsledků predikce deformačních odporů plyne, že modely navržené na základě experimentálního měření mají mnohem lepší vypovídací schopnost, než model vygenerovaný s použitím materiálové databáze softwaru FORGE.*

**Klíčová slova:** středně uhlíková ocel, jednoosá zkouška tlakem za tepla, napětové křivky, model deformačního odporu za tepla

*High-grade medium-carbon steel C45 with content of carbon of 0.42 – 0.50 % and manganese of 0.50 – 0.80 %, processed by hardening and tempering, is often used for die forgings and for production of the less exposed machine components. The hot flow stress curves of this steel were obtained, using the Hot Deformation Simulator HDS-20, by uniaxial compression tests within a wide strain range (up to 1.0). The testing conditions consisted of five temperatures 900 - 1000 – 1100 – 1200 - 1280 °C and four nominal strain rates 0.1 – 1.0 – 10 – 100 s<sup>-1</sup>. Unique computing method was used for correction of the shape of the experimentally obtained flow stress curves because of the samples' spreading at high strains. After that it was possible to calculate the value of the activation energy at hot forming, using the peak stress values, and dynamic recrystallization kinetics was described. The value of the activation energy at hot forming was found to be 280 kJ·mol<sup>-1</sup>. Thereafter, the hot flow stress of the investigated steel was predicted by two different mathematical models on the basis of multiple nonlinear regression analysis. The first one described mathematically the influence of strain, strain rate and temperature on the flow stress; it moreover took into account the predicted peak strain values, so it was possible to describe the influence of the dynamic recrystallization on the softening process. Dependability of this model was verified by its comparison with the experimental data and with the flow stress curves calculated with use of the software FORGE material database. Thanks to its physical base this first model is more accurate than the FORGE based calculations, mainly at higher strain rates. The second model managed to describe the hot flow stress of the given steel with sufficient precision with regard to the experimental data, though irrespective to softening processes caused by dynamic recrystallization, but this prediction is still much better than the prediction made with use of the software FORGE material database. It is thus possible to use this model for hot flow stress prediction of the given steel, too.*

**Key words:** Medium-carbon steel, uniaxial hot compression test, flow stress curves, hot flow stress model

Ocel C45 se řadí mezi oceli nelegované, nacházející využití především při výrobě zápusťkových výkovků či za tepla válcovaných plechů, pásů, tyčí a drátů. Hlavním odběratelem těchto produktů pak bývá zejména automobilový průmysl. Vhodné kombinace mechanických vlastností je dosahováno zušlechťováním [1-3]. Aby bylo možné podrobovat materiály (jako jsou například oceli) plastické deformaci při zachování jejich celistvosti, je nutno znát jejich deformační chování během tvářecích procesů. Ke zkoumání tohoto jevu je běžně užíváno plastometrických experimentů, kdy na základě naměřených napětových křivek lze určit

přirozený deformační odpor dané slitiny a usuzovat tak na energosilové parametry tvářecího zařízení. Pro aplikaci co možná největšího rozsahu deformačních podmínek je vhodné používat termomechanické simulátory, jakým je například HDS-20 vycházející z koncepce plastometru Gleeble 3800 [3, 4].

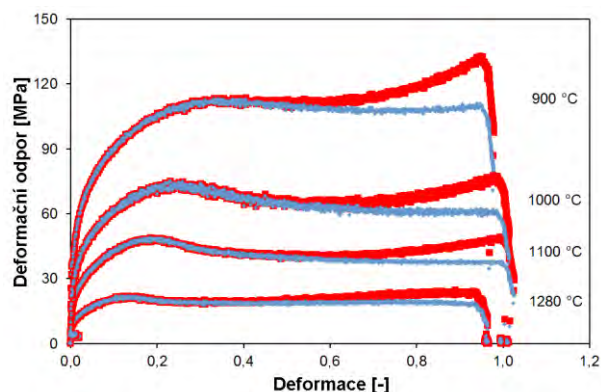
Předmětem výzkumu této práce bylo na základě dat z jednoosých zkoušek tlakem za tepla vyčíslit konstanty modelu Hensel-Spittel pro popis deformačního odporu za tepla středně uhlíkové oceli C45 při vysokých deformacích s dostatečnou přesností. Vyvinutý model

má přitom brát do úvahy kombinovaný účinek teploty, deformační rychlosti a deformace. Očekává se, že takto získaný model bude poskytovat lepší predikci deformačního odporu v porovnání s modelem typu Hensel-Spittel, jehož konstanty jsou pro různé materiály uváděny v databázi FEM simulačního softwaru FORGE.

## Popis experimentu

Experimentální data pro modelování deformačního odporu dané oceli byla získána na základě jednoosých zkoušek tlakem za tepla na zkušebním modulu Hydrawedge II simulátoru deformací za tepla HDS-20 na VŠB-TUO Ostrava. Chemické složení tavby pro výrobu zkušebních vzorků je následující: 0,42 až 0,50 % C a 0,50 až 0,80 % Mn, kdy válcovité zkušební vzorky o průměru 10 mm a výšce 15 mm byly zhotoveny řezáním a soustružením z tyče válcované za tepla. Celkově byla zkoumána kombinace pěti teplot při čtyřech deformačních rychlostech. Testy byly provedeny pro teploty 1200 °C – 1100 °C – 1000 °C [3] s doplněním tohoto intervalu shora o teplotu 1280 °C a zdola o teplotu 900 °C. Všechny teploty byly kombinovány s rychlostmi deformace 0,1 s<sup>-1</sup> – 1 s<sup>-1</sup> – 10 s<sup>-1</sup> – 100 s<sup>-1</sup>. Každý ze vzorků byl předeřhát na 1200 °C/30 s, jen vzorky zkoušené při 1280 °C byly z provozních důvodů ohřívány přímo na tuto teplotu. Další průběh a vyhodnocování testů prokázaly, že tento postup neovlivnil výchozí velikost zrna natolik, aby to znemožnilo popis deformačního chování zkoumané oceli jednotnými rovnicemi.

Experimentálně obdržené napětí-ové křivky (červeně) na obr. 1 vykazují z teoretického hlediska nesmyslný nárůst deformačního odporu za deformaci vyšších než 0,6, což činí problémy při následném predikování deformačního odporu. Tento jev může být pravděpodobně způsoben zvyšujícím se třením na stykových plochách vzorku s kovádky, vedoucím ke tvorbě nežádoucí soudkovitosti. Toto je možné řešit složitými metodami popsány v [5, 6]. V daném případě byla použita jednoduchá metoda korekce tvaru napětí-ových křivek pro deformace vyšší než 0,6, vycházející z tvaru křivky s výraznou oblastí ustáleného plastického toku. Na jejím základě byla odvozena matematická funkce, jež tvar křivek v této oblasti kompenzuje. Tato funkce pak byla použita na celou sadu experimentálně obdržených křivek odpovídajících danému materiálu – viz např. obr. 1 (korigované křivky před vyhlazením). Jedná se o originálně vyvinutý a utajovaný know-how, nahrazující např. komplikované výpočty inverzní metodou.



Obr. 1 Napětí-ové křivky oceli C45 získané jednoosou zkouškou tlakem za tepla (červeně) a po následné korekci tvaru (modře) – pro deformační rychlost 0,1 s<sup>-1</sup>

Fig. 1 Flow stress curves of the steel C45 obtained by the uniaxial hot compression tests (red) and after the following shape correction (blue) – for the strain rate of 0.1 s<sup>-1</sup>

## Určení aktivační energie při tváření za tepla a kinetiky dynamické rekrytalizace

Po provedené korekci naměřených napětí-ových křivek byly z těchto grafických záznamů odečteny souřadnice píkového napětí a odpovídající deformace. Následně byla za užití interaktivního software ENERGY 4.0 [7] (pracujícího na principu částečných lineárních regresí) získána hodnota aktivační energie při tváření za tepla  $Q$  [J.mol<sup>-1</sup>], přičemž k jejímu vyčíslení byla použita tradiční sinus-hyperbolická funkce [8]:

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \cdot [\sinh(\alpha \cdot \sigma_p)]^n, \quad (1)$$

kde  $\dot{\epsilon}$  [s<sup>-1</sup>] představuje deformační rychlost,  $R = 8,314 \text{ J.K}^{-1} \cdot \text{mol}^{-1}$  univerzální plynovou konstantu,  $T$  [K] teplotu deformace,  $\sigma_{max}$  [MPa] píkové napětí,  $A$  [s<sup>-1</sup>],  $n$  [-] a  $\alpha$  [MPa<sup>-1</sup>] materiálové konstanty. Hodnota aktivační energie při tváření za tepla pro zkoumaný rozsah teplot a rychlostí deformace vyšla  $Q = 280 \text{ kJ.mol}^{-1}$ . Ve srovnání s hodnotou  $Q = 290 \text{ kJ.mol}^{-1}$  získanou dříve pro teplotní interval 1000 – 1200 °C [3] lze říci, že rozšíření teplotního intervalu nemělo v tomto případě na hodnotu  $Q$  významnější vliv. Je nutno dodat, že z důvodu přesnějšího stanovení hodnot  $Q$  bylo užito skutečných středních hodnot deformačních rychlostí, namísto rychlostí nominálních. Hodnoty deformací do píku  $e_p$ , jež jsou spojovány s nástupem dynamické rekrytalizace (DRK), lze poté pro zkoumanou kombinaci termomechanických parametrů popsat vztahem [8]:

$$e_p = 0,00163 \cdot Z^{0,206} \quad (2)$$

V rovnici (2) představuje  $Z$  [s<sup>-1</sup>] Zenerův-Hollomonův parameter [9]:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{R \cdot T}\right) \quad (3)$$

## Modely deformačního odporu za tepla

Pro predikci deformačního odporu za tepla dané oceli byly zvoleny celkem dva modely, jež jsou schopny popsat deformační odpor v širokém rozsahu deformací. Dle požadavku z průmyslu byl jako první zvolen model Hensel-Spittel, užívaný k tomuto účelu v simulačním programu FORGE [10]:

$$\sigma = p_1 \cdot \exp(p_2 \cdot t) \cdot t^{p_3} \cdot e^{p_4} \cdot \exp\left(\frac{p_5}{e}\right) \cdot \dots \cdot (1+e)^{p_6 \cdot t} \cdot \exp(p_7 \cdot e) \cdot \dot{e}^{p_8} \cdot \dot{e}^{p_9 \cdot t}, \quad (4)$$

kde  $e$  [-] je deformace,  $\dot{e}$  [ $s^{-1}$ ] je rychlost deformace,  $t$  [ $^{\circ}C$ ] teplota a  $p_1 - p_9$  jsou materiálové konstanty. Model (4) je navržen pro univerzální popis napěťové křivky v celém rozsahu deformací v závislosti na teplotě, deformační rychlosti a deformaci, avšak při zanedbání fyzikální podstaty vlivu dynamické rekrytalizace. Pro ocel C45 bylo v databázi

simulačního programu FORGE zjištěno, že čtyři z konstant tohoto modelu ( $p_3$ ,  $p_6$ ,  $p_7$  a  $p_9$ ) nabývají nulových hodnot, což pravděpodobně negativně ovlivnilo predikci deformačního odporu, jak ukazuje srovnání experimentálně naměřených (černých) a pomocí FORGE predikovaných (zelených) napěťových křivek na obr. 2. Nepřesnost této predikce je nejmarkantnější za nižších teplot a vysokých rychlostí deformace, především u kombinace  $1000^{\circ}C$  a  $100 s^{-1}$ . Za účelem zpřesnění predikce deformačního odporu tedy bylo přistoupeno k vyčíslení materiálových konstant modelu (4) na základě několikanásobné nelineární regresní analýzy experimentálních dat s využitím statistického programu UNISTAT 5.6. Takto získané a zaokrouhlené konstanty s koeficientem determinace 0,9877 uvádí tab. 1. Těmto vyčísleným konstantám pak odpovídají červené napěťové křivky v grafu na obr. 2, kdy je vidět o poznání lepší shoda s experimentálními daty, i když stále dochází k určitým problémům při popisu ustálené větve napěťových křivek.

Tab. 1 Konstanty modelu Hensel-Spittel (4) po nelineární regresní analýze experimentálních dat v programu UNISTAT 5.6  
Tab. 1 Constants of the Hensel-Spittel model (4) after nonlinear regression analysis of the experimental data in UNISTAT 5.6 software

| $p_1$ | $p_2$   | $p_3$ | $p_4$ | $p_5$   | $p_6$     | $p_7$ | $p_8$  | $p_9$   |
|-------|---------|-------|-------|---------|-----------|-------|--------|---------|
| 1310  | -0,0040 | 0,25  | 0,12  | -0,0063 | -0,000044 | -0,19 | -0,094 | 0,00026 |

Na základě zkušeností s předchozím modelováním byl dále vybrán model Schindlera a kol. [11], jenž je schopen popisovat deformační odpor i s ohledem na nástup dynamické rekrytalizace, zde reprezentován deformací do píku:

$$\sigma = p_1 \cdot e^{p_2} \cdot \exp\left(-p_2 \cdot \frac{e}{e_p}\right) \cdot \dot{e}^{\left(p_3 - \frac{p_4}{T}\right)} \cdot \exp(-p_5 \cdot T), \quad (5)$$

kde  $e$  [-] představuje deformaci,  $\dot{e}$  [ $s^{-1}$ ] deformační rychlost,  $T$  [K] teplotu a  $p_1 - p_5$  jsou materiálové konstanty. Oproti modelu (4) se zde navíc pracuje s hodnotami deformace do píku  $e_p$  [-], jež reflektují vliv nástupu dynamické rekrytalizace na odpevňovací procesy při tváření. Model (5) pak obsahuje celkem dva deformační členy. Člen první, mocninový odráží zpevňování a člen druhý, exponenciální (pracující s hodnotami deformací do píku), odráží právě zmíněný vliv dynamického odpevňování. Konstanty modelu (5) byly opět vyčísleny na základě nelineární regresní analýzy experimentálně získaných dat s koeficientem determinace 0,9885. Koeficient determinace je tedy v podstatě shodný jako v případě modelu Hensel-Spittel. I hodnota odmocniny střední kvadratické chyby vyšla u obou regresních analýz téměř totožně. V případě modelu Hensel-Spittel činí tato hodnota 7,53 a v případě modelu Schindler 7,26. Výsledky regrese v podobě konstant modelu (5) uvádí tab. 2 a predikci deformačního odporu dle těchto konstant a modelu (5) představují modré křivky na obr. 2.

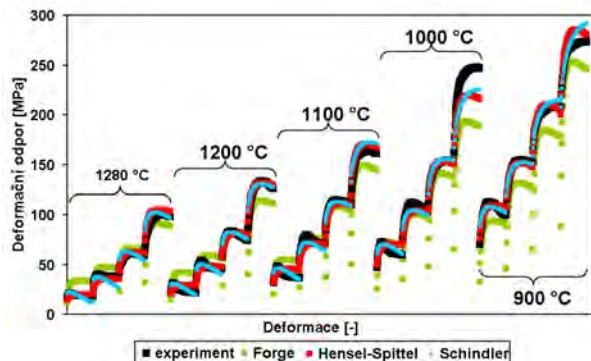
Tab. 2 Konstanty modelu Schindler (5) po nelineární regresní analýze experimentálních dat v programu UNISTAT 5.6

Tab. 2 Constants of the Schindler model (5) after nonlinear regression analysis of the experimental data in UNISTAT 5.6 software

| $p_1$ | $p_2$ | $p_3$ | $p_4$ | $p_5$  |
|-------|-------|-------|-------|--------|
| 8180  | 0,13  | 0,43  | 358   | 0,0033 |

Obr. 2 zřetelně dokládá, že model Schindler (5) i přes svou jednoduchost dosahuje mnohdy lepší shody s experimentálními daty než model Hensel-Spittel (4), což dokládají i výše uvedené statistické údaje. Model Schindler (5) se díky svému lepšímu fyzikálnímu základu tedy zdá být vhodnějším kandidátem na popis deformačních odporů dané oceli za tepla. Oba použité modely však mají určitý problém popsat správně deformační odpor za kombinace  $1000^{\circ}C$  a  $100 s^{-1}$ , což může být vysvětleno i rozptylem experimentálních výsledků. Nevýhodou modelu Schindler (5) je ovšem fakt, že jeho implementace do simulačního programu FORGE by vyžadovala jistý programátorský zásah, zatímco s modelem Hensel-Spittel pracuje standardně. Při porovnání dvou predikcí dle modelu Hensel-Spittel, první s využitím konstant z databáze FORGE (zelené křivky na obr. 2) a druhé, kdy konstanty byly vypočteny na základě experimentu (křivky červené), pak plyne, že užití nelineární regresní analýzy experimentálních dat vede k následné přesnější predikci deformačního odporu dané oceli. Obr. 2 zřetelně dokládá, že model Schindler (5) i přes svou jednoduchost dosahuje lepší shody s experimentálními daty než model Hensel-Spittel (4).

Model Schindler (5) se díky svému lepšímu fyzikálnímu základu tedy zdá být vhodnějším kandidátem na popis deformačních odporů dané oceli za tepla. Oba použité modely však mají určitý problém popsat správně deformační odpor za kombinace  $1000\text{ °C}$  a  $100\text{ s}^{-1}$ , což může být vysvětleno i rozptylem experimentálních výsledků. Nevýhodou modelu Schindler (5) je ovšem fakt, že jej nelze implementovat do simulačního programu FORGE. Při porovnání dvou predikcí dle modelu Hensel-Spittel, první s využitím konstant založených na chemickém složení (zelené křivky na obr. 2) a druhé, kdy konstanty byly vypočteny na základě experimentu (křivky červené), pak plyne, že užití nelineární regresní analýzy experimentálních dat vede k následně přesnější predikci deformačního odporu dané oceli.

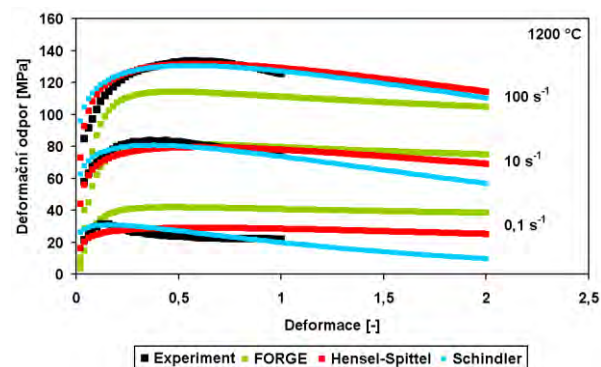


Obr. 2 Srovnání experimentálních a vypočtených napětíových křivek (Pro každou teplotu čtyři postupně rostoucí hodnoty rychlosti deformace)

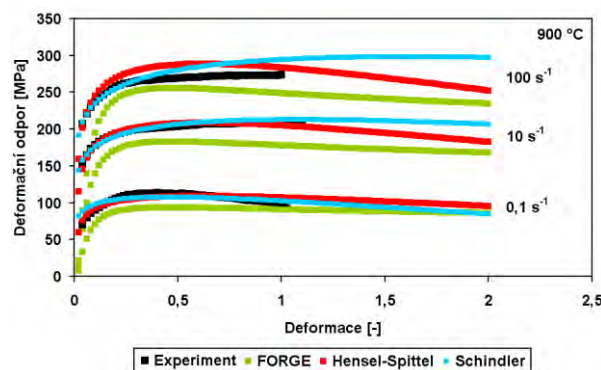
Fig. 2 Comparison of the experimental and calculated flow stress curves (for every temperature four gradually increasing strain-rate values)

Některé konstanty modelu Hensel-Spittel získané pro případ rozšířeného rozsahu teplot  $900 - 1280\text{ °C}$  (tab. 1) vykazují v porovnání s konstantami získanými při předchozím experimentu pro rozsah teplot  $1000$  až  $1200\text{ °C}$  [3] změny svých znamének. To jen potvrzuje, že model Hensel-Spittel je čistě fenomenologický, postrádající hlubší fyzikální základ. Při nejvyšších teplotách přecházely napětíové křivky dané oceli velice rychle do oblasti ustáleného plastického toku, jenž model (4) neumí popsat s dostatečnou přesností (viz obr. 2). Při pokusu o extrapolaci deformačního odporu na vyšší deformace (do hodnoty 2) (obr. 3) je pak vidět, že v podstatě všechny uvedené modely mají problém tuto oblast napětíových křivek popsat. Model Hensel-Spittel převzatý z FORGE (zelené křivky) vykazuje ze všech modelů odchylky nejvyšší. Model Schindler (modré křivky) a regresně určený model Hensel-Spittel (červené křivky) vykazují o poznání lepší predikci ustáleného toku napětíových křivek, kdy v některých případech podávají v podstatě shodující se výsledky. Regresně určený model Hensel-Spittel pak sice nereflektuje vliv DRK, ale je schopen v určitých případech (např.  $1200\text{ °C}/0,1\text{ s}^{-1}$ ) držet křivku v oblasti ustáleného toku, na rozdíl od modelu Schindler, na konstantní úrovni. Model Schindler na druhou stranu vliv DRK do úvahy bere, avšak k poklesu napětí v ustálené větvi dochází téměř vždy. To je dáno

především tím, že tento model byl navržen výhradně pro deformace před dosažením steady-state. Při extrapolaci do oblasti velmi vysokých deformací tak může dojít k paradoxní situaci, kdy modely přesněji popisující fyzikální podstatu experimentálních dat mohou za jistých termomechanických podmínek dát méně příznivé reálné výsledky.



a) teplota deformace / deformation temperature  $1200\text{ °C}$



b) teplota deformace / deformation temperature  $900\text{ °C}$

Obr. 3 Extrapolace napětíových křivek na vyšší deformace  
Fig. 3 Flow stress curves extrapolation into higher deformations

I přes výše uvedené nedostatky modelu Hensel-Spittel poskytují výsledky predikce dle regresní analýzy experimentálních dat vesměs bezproblémový popis deformačního odporu dané oceli s dobrou shodou experimentálních a predikovaných křivek. Pro oblast velmi vysokých deformací stojí za úvahu možnost práce programu FORGE přímo s maticemi experimentálních dat namísto jejich matematického popisu definovanou rovnicí.

## Závěr

Na základě experimentálních napětíových křivek získaných zkouškami jednoosým tlakem za tepla na vzorcích z oceli C45 byl predikován za užití několikanásobné nelineární regrese deformační odpor za tepla v intervalu teplot  $900 - 1280\text{ °C}$  a rozmezí rychlostí deformace  $0,1 - 100\text{ s}^{-1}$ . K zajištění korektního tvaru experimentálních napětíových křivek (pro následnou regresi) ovlivněných třením na stykových plochách vzorků s kovadly byla použita jednoduchá matematická metoda pro vyšší oblasti deformací,

schopná zajistit vhodný tvar ustáleného plastického toku. Vyvinutý model Schindler bere v úvahu vliv nástupu dynamické rekystalizace na procesy odpeňování a díky svému fyzikálnímu základu je schopen velice precizně popsat daná experimentální data, s výjimkou oblasti ustáleného toku materiálu. Nicméně konstanty získané na základě regresní analýzy experimentálních dat v případě tohoto modelu není jednoduché přímo zapracovat do simulačního programu FORGE, jenž standardně pracuje s modelem Hensel-Spittel. Software FORGE počítá původně s „materiálovými“ konstantami, jež jsou pro daný typ oceli uvedeny v jeho databázi. To se ukázalo jako ne zcela vhodné, především za vyšších hodnot rychlostí deformace. Predikce konstant modelu Hensel-Spittel na základě nelineární regrese experimentálních dat se jeví jako mnohem vhodnější varianta poskytující lepší shodu s experimentálně obdrženými křivkami deformace-napětí, i když pro oblast velmi vysokých deformací bývá predikce znejistěna průběhem dynamického uzdravování zejména v oblasti ustáleného plastického toku.

#### Poděkování

*Výzkum byl podporován grantovým projektem  
TA02010390 (TA ČR), LO1203 (MŠMT ČR) a  
SP2014/100 (MŠMT ČR).*

#### Literatura

- [1] Feron – Sortimentní katalog [online]. [vid. 2014-2-28].  
Dostupné z: [http://www.ferona.cz/cze/katalog/mat\\_normy.php](http://www.ferona.cz/cze/katalog/mat_normy.php)
- [2] BOHDAN BOLZANO – Přehled vlastností oceli C45 [online].  
[vid. 2014-2-28]. Dostupné z:

- [http://prirucka.bolzano.cz/cz/technicka-podpora/techprir/tycovaoce/EN10083/Prehled\\_vlast\\_C45/](http://prirucka.bolzano.cz/cz/technicka-podpora/techprir/tycovaoce/EN10083/Prehled_vlast_C45/)
- [3] OPĚLA, P., et al. Hot Deformation Behaviour of Steel C45 at High Strains. In: *Metal 2014*, Conference Proceedings. Ostrava: Tanger Ltd, 2014, in press
- [4] KAWULOK, P., et al. Deformation Behaviour of Low-alloy Steel 42CrMo4 in Hot State. In: *Metal 2011*, Conference Proceedings. Ostrava: Tanger Ltd, 2011, s. 350-356
- [5] LI, Y. P., et al. Correcting the Stress-Strain Curve in Hot Compression Process to High Strain Level. *Metallurgical and Materials Transactions A - Physical Metallurgy and Materials Science*, roč. 40A, 2009, č. 4, s. 982-990
- [6] LI, Yun Ping, et al. Development of Novel Methods for Compensation of Stress-strain Curves. *ISIJ INTERNATIONAL*, roč. 51, 2011, č. 5, s. 782-787
- [7] KUBINA, T., et al. A New Software Calculating the Activation Energy. In: *12th Int. Conf. Forming 2005*, Conference Proceedings. Ostrava: VŠB-TUO, 2005, s. 145-150
- [8] SCHINDLER, I., aj. Vliv výpočetní metody na hodnotu aktivační energie aluminidu železa při tváření za tepla. *Hutnické listy*, roč. 65, 2012, č. 4, s. 55-59. ISSN 0018-8069
- [9] ZENER, C., HOLLOMON, J. H. Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel. *Journal of Applied Physics*, roč. 15, 1944, č. 1, s. 22-32
- [10] HENSEL, A., SPITTEL, T. *Kraft- und Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren*. 1st edition. Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1978. 528 s.
- [11] SCHINDLER, I., BOŘUTA, J. Deformační odpory oceli při vysokoredukčním tváření za tepla. *Hutnické listy*, roč. 50, 1995, č. 7/8, s. 47-50



evropský  
sociální  
fond v ČR



EVROPSKÁ UNIE



MINISTERSTVO ŠKOLSTVÍ,  
MLÁDEŽE A TĚLOVÝCHOVY



OP Vzdělávání  
pro konkurenceschopnost

### INVESTICE DO ROZVOJE VZDĚLÁVÁNÍ

2 THETA ASE, s.r.o., Český Těšín, CZ

**pořádá v rámci projektu reg. č. CZ.1.07/3.2.07/04.0081 „Příprava kurzů a učebních textů v oboru  
vzorkování a chemické analýzy“ odborné kurzy,**

určené pro účastníky z Moravskoslezského kraje, kteří nejsou zaměstnáni ve školství:

#### • Analýza organických látek, kurz, 13. - 16. 10.2014, Beskydy

(odborný garant doc. Ing. Josef Čáslavský, CSc. – FCH VUT v Brně,

prof. Ing. Jiří G.K. Ševčík, DrSc. – Univerzita Karlova v Praze)

#### Organizační zabezpečení :

Ing. Dagmar Krucinová, Ing. Václav Helán, 2 THETA ASE, s.r.o., Jasná 307, 735 62 Český Těšín  
Tel/fax: +420 558 732 122, mobil + 420 602 240 553 [www.2theta.cz](http://www.2theta.cz)

# Recenzované výzkumné články

## Fázové přeměny a tvařitelnost vybraných ocelí pro výrobu bezešvých trubek

### Phase Transformations and Formability of Selected Steels for Production of Seamless Tube

Ing. Stanislav Ruzs, Ph.D.<sup>1</sup>, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.<sup>1</sup>, Ing. Petr Opěla<sup>1</sup>, Ing. Petr Kawulok, Ph.D.<sup>1</sup>, Ing. Rostislav Kawulok<sup>1</sup>, Ing. Rostislav Turoň<sup>2</sup>, Ing. Petra Turoňová, Ph.D.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, RMTVC, 17. listopadu 15, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

<sup>2</sup>TŘINECKÉ ŽELEZÁRNY, a. s., Průmyslová 1000, 739 70 Třinec-Staré Město, Česká republika

*Plastometrickými zkouškami na simulátoru deformací HDS-20 byla studována tvařitelnost a teplota nulové pevnosti ocelí P 110 a X65Q. Dále byly dilatometricky pro tyto oceli zjišťovány teploty fázových transformací při ohřevu a ochlazení zvolenými rychlostmi a stanoven vliv předchozí deformace na tyto teploty. Pro obě tyto oceli v litém stavu byly na základě výsledků zkoušek tahem sestrojeny prostorové mapy tvařitelnosti a smluvní pevnosti za tepla. Pevnosti u obou zkoumaných materiálů jsou velmi podobné a plynule se zvyšují s klesající teplotou a s rostoucí deformační rychlostí. U obou ocelí lze z hlediska tvařitelnosti považovat za optimální kombinaci vysoké teploty a vysoké deformační rychlosti. Transformační teploty jsou v případě oceli X65Q posunuty o desítky až stovky °C výše oproti oceli P110. Vliv předchozí deformace na transformační teploty byl u oceli P110 zanedbatelný.*

**Klíčová slova:** oceli pro bezešvé trubky, teplota nulové pevnosti, zkouška tahem za tepla, teploty fázových přeměn

*Formability and the nil strength temperature of the steels P110 and X65Q were studied by plastometric tests performed on the deformation simulator HDS-20. Phase transformation temperatures of these steels were also determined by dilatometric tests during heating and cooling at selected speeds, as well as influence of the former deformation on these temperatures. The nil strength temperatures of the steels P110 and X65Q was determined by the special high-temperature testing method involving an application of controlled heating with an interaction of the constant tensile force on resistance-heated cylindrical specimens. The nil strength temperatures of the steels P110 (1444 °C) and X65Q (1419 °C) were also determined. The tensile tests were carried out for cylindrical specimens with diameter of 10 mm and overall length of 116.5 mm. The testing temperatures varied in the range from 800 °C up to 1280 °C and strain rates ranged approximately from 0.06 to 20 s<sup>-1</sup>. Spatial and contractual hot strength maps of formability for both these steels in as-cast state were compiled on the basis of results of tensile test. The strength of both investigated steels was very similar and it fluently increased with the decreasing temperature and the increasing strain rate. With respect to formability it can be assumed for both steels that high temperatures (up to 1280 °C) and high strain rates are the optimal combination. For the steels P110 and X65Q the phase transformation temperatures during heating at the speed of 5 °C.s<sup>-1</sup> even during cooling (at the speed 5 or 20 °C.s<sup>-1</sup>) were determined by dilatometric tests. In case of the steel X65Q the transformation temperatures were shifted in comparison with the steel P110 by approximately tens to hundreds of centigrades upwards. What concerns the transformation temperatures of the steel P110 the influence of the former deformation was negligible because of recrystallization during cooling of this steel, which was micro-alloyed by titanium and boron. In case of the steel X65Q the course of the dilatation curve was very likely influenced by carbonitrides of vanadium precipitation.*

**Key words:** steels for seamless tubes, nil strength temperature, hot tensile test, phase transformation temperatures

Budoucnost těžby ropy a zemního plynu se ubírá cestou hlubokonosných usměrněných vrtů s využitím tzv. paprskových horizontálních vrtů z jednoho místa. Takovéto vrtné soupravy se stále častěji uplatňují na místech, která jsou z pohledu degradace materiálu –

oceli velmi intenzivní. Materiálové složení vrtných souprav se stále více soustřeďuje na využití specializovaných skupin ocelí pro jednotlivé části vrtů. Aby se stěny vyhloubeného otvoru nezavalovaly a vrt tak nebyl porušen, zabezpečují se stěny vrtu dle

projektovaných hloubek ocelovými trubkami – pažnicemi, které mají na koncích závity a objímky. Každý vrt má několik pažnicových kolon, kde ta poslední, vnitřní kolona pažnicových trubek se nazývá těžební kolona. Požadavky oceli P110 (mikrolegovaná Cr-Mo) a X65Q dle předpisu API 5CT na komplexní mechanické vlastnosti pažnicových bezešvých trubek a nátrubků jsou extrémně vysoké: vysoké pevnostní vlastnosti s dobrou houževnatostí a rovnoměrnou homogenitou tvrdosti v celém objemu a zároveň vysoká rozměrová přesnost a nízké tolerance včetně vysoké povrchové kvality s ohledem na trhliny ve stavu po zušlechtnění. Třinecké železářny a. s. ve spolupráci s VŠB-TU Ostrava prezentují projekt, který zahrnuje řešení problematiky vývoje těchto značek oceli určených pro OCTG průmysl s garancí mechanických vlastností bezešvých trubek v zušlechtněném stavu. Důležitým předpokladem je správná volba chemického složení oceli a vhodného způsobu tváření (v našem případě děrování Mannesmannovým způsobem a poutním válcováním) s následným optimálním režimem tepelného zpracování proto, aby bylo dosaženo požadovaných materiálových charakteristik.

## 1. Cíl experimentu

Hlavním cílem prací bylo komplexně prozkoumat a porovnat deformační chování za tepla a kinetiku fázových transformací dvou typů oceli používaných pro výrobu bezešvých trubek Mannesmannovým způsobem v Třineckých železárnách a.s. Chemické složení zkoušených ocelí P110 a X65Q uvádí tab. 1.

Tab. 1 Chemické složení zkoumaných ocelí v hm. %

Tab. 1 Chemical composition of the investigated steels in wt. %

| prvek | ocel P110 | ocel X65Q |
|-------|-----------|-----------|
| C     | 0,26      | 0,16      |
| Mn    | 1,28      | 0,89      |
| Si    | 0,22      | 0,18      |
| Cr    | 0,15      | 0,23      |
| Mo    | 0,19      | 0,08      |
| V     | 0,005     | 0,034     |
| Ti    | 0,036     | 0,001     |
| Nb    | 0,002     | 0,027     |
| B     | 0,0021    | 0,0003    |

Dílečnými cíli zkoumání daných ocelí bylo:

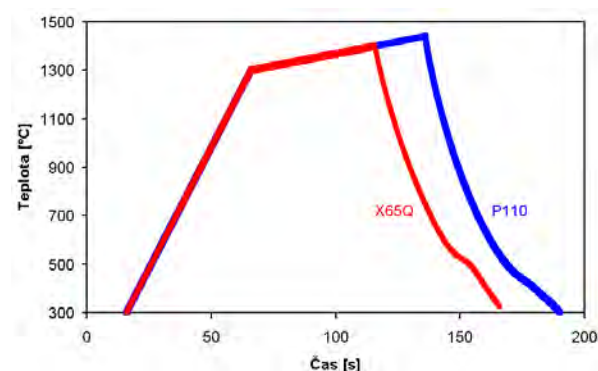
- určení teplot nulové pevnosti;
- sestavení map tvařitelnosti a pevnosti v závislosti na teplotě a rychlosti deformace pro oceli v litém stavu;
- zjištění teplot fázových transformací při ohřevu a ochlazování zvolenými rychlostmi;
- stanovení vlivu předchozí deformace na teploty fázových transformací při ochlazování.

Pro experimenty byly využity různé moduly simulátoru deformací HDS-20, konkrétně jeho základní jednotky – plastometru Gleeble 3800 [1-3].

## 2. Popis experimentů a diskuse výsledků

### 2.1 Určení teplot nulové pevnosti

Teploty nulové pevnosti u ocelí P110 a X65Q byly určovány speciální metodou vysokoteplotního zkoušení na plastometru Gleeble, spočívající v aplikaci dvoustupňově řízeného ohřevu v kombinaci s velmi malou konstantní tahovou silou působící na odporově ohříváný vzorek válcovitého tvaru (o průměru 6 mm). Pro každý materiál se prováděly vždy 4 takovéto testy a jako jejich výsledek je uznávána střední hodnota teploty nulové pevnosti. Graf na obr. 1 demonstruje příklady průběhu teploty při těchto testech. Teplota nulové pevnosti odpovídá nejvyšší hodnotě registrované teploty (v okamžiku ztráty soudržnosti materiálu). V tab. 2 jsou uvedeny experimentálně získané a statisticky zpracované výsledky.



Obr. 1 Teplotní křivky získané při dvou vybraných zkouškách nulové pevnosti

Fig. 1 Temperature curves obtained at two selected nil strength tests

Za zmínku stojí poměrně značný rozptyl experimentálních dat v případě oceli X65Q, který svědčí o větší heterogenitě jejího strukturního stavu, resp. chemického složení.

Tab. 2 Získané údaje o teplotě nulové pevnosti

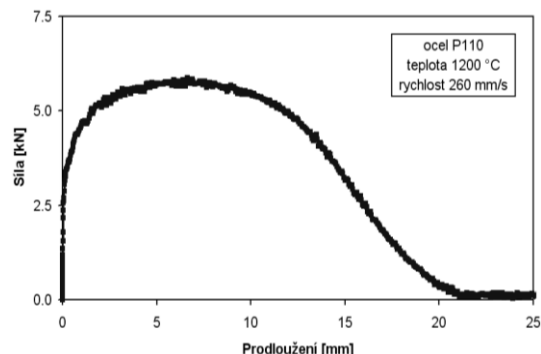
Tab. 2 Obtained data of the nil strength temperature

|                     | ocel P110 | ocel X65Q |
|---------------------|-----------|-----------|
| minimum             | 1437 °C   | 1400 °C   |
| maximum             | 1454 °C   | 1445 °C   |
| střední hodnota     | 1444 °C   | 1419 °C   |
| směrodatná odchylka | 7 °C      | 17 °C     |

### 2.2 Výsledky zkoušek tahem za tepla

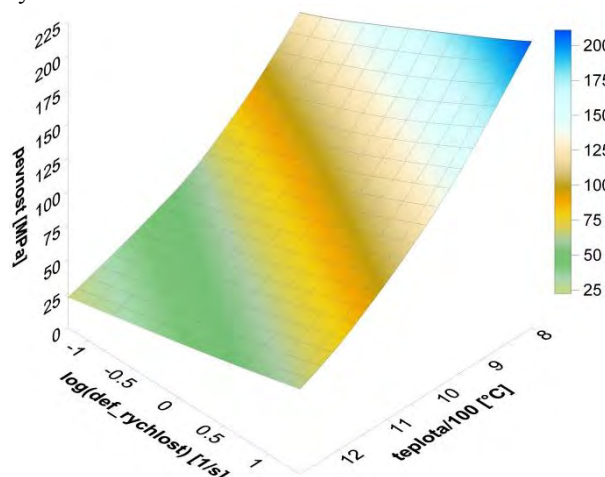
Zkoušky tahem byly prováděny na válcovitých vzorcích o průměru 10 mm a celkové délce 116,5 mm. Použití ocelových čelistí (tzv. „hot grips“) na plastometru Gleeble 3800 zajistilo zónu rovnoměrného ohřevu (a tedy následně deformované části vzorku) o délce 20 mm – k této výchozí délce bylo následně vztahováno poměrné prodloužení do lomu (tažnost). Každý vzorek byl po dobu 90 s ohříván na teplotu 1280 °C. Následoval případný pokles teploty rychlostí 5 °C/s na teplotu zkoušení, jež se pohybovala v rozmezí 800 až 1280 °C. Zkoušky tahem do lomu probíhaly vždy

jednou ze tří zvolených rychlostí – 0,7 mm/s, 19 mm/s či 260 mm/s. Tomu odpovídají střední deformační rychlosti cca  $0,06 \text{ s}^{-1}$ ,  $1,5 \text{ s}^{-1}$  a  $20 \text{ s}^{-1}$  v počáteční fázi testu; tyto hodnoty jsou samozřejmě ovlivněny i dosaženou deformací do lomu. Příklad dat, získaných při zkoušení nejvyšší rychlosti, uvádí graf v obr. 2. Pevnosti za tepla byly počítané jako smluvní napětí z maximální síly a plochy výchozího příčného průřezu vzorku.

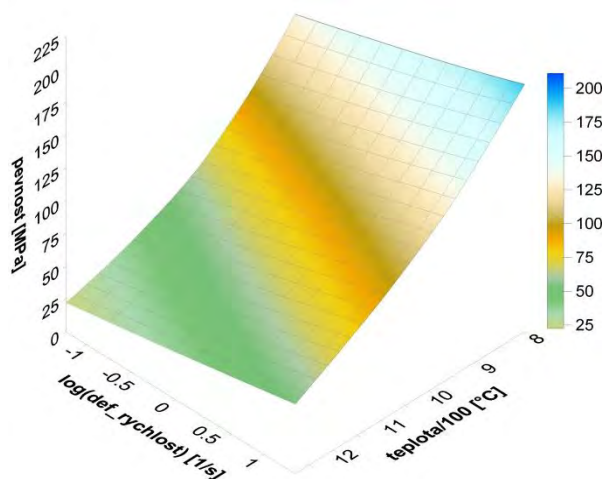


Obr. 2 Příklad tahového diagramu oceli P110  
Fig. 2 Example of tensile diagram of the steel P110

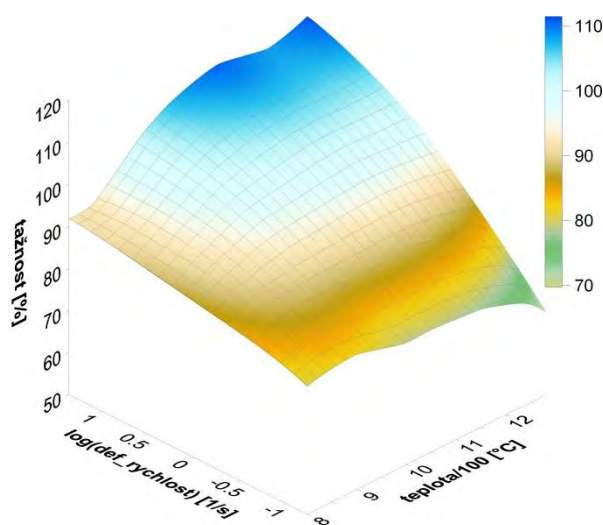
Výsledky byly zpracovány programem Surfer 8 do podoby prostorových map – viz obr. 3 až 6 [4,5]. Co se týče pevnosti, obě zkoumané oceli vykazují velmi podobné vlastnosti. Pevnost (resp. deformační odpor) roste s klesající teplotou a se zvyšující se deformační rychlostí (obr. 3 a 4). Pevnost oceli P110 je při nízkých teplotách o něco vyšší. Rozptyl experimentálně určených hodnot pevnosti byl v obou případech velmi malý, což se příznivě projevilo při konstrukci prostorových map. V případě tažnosti byl rozptyl dat vždy mnohem větší, což svědčí o heterogenitě výchozí struktury (litý stav). U obou ocelí lze sledovat lepší plastické vlastnosti při vyšších deformačních rychlostech – viz obr. 5 a 6. Tažnost oceli X65Q je poněkud vyšší při nejvyšší teplotě i deformační rychlosti. Oproti oceli P110 se však vyznačuje výrazným poklesem při nízkých hodnotách teploty a deformační rychlosti. U obou ocelí lze z hlediska tvařitelnosti považovat za optimální kombinaci vysoké teploty (ověřeně do 1280 °C) a vysoké deformační rychlosti.



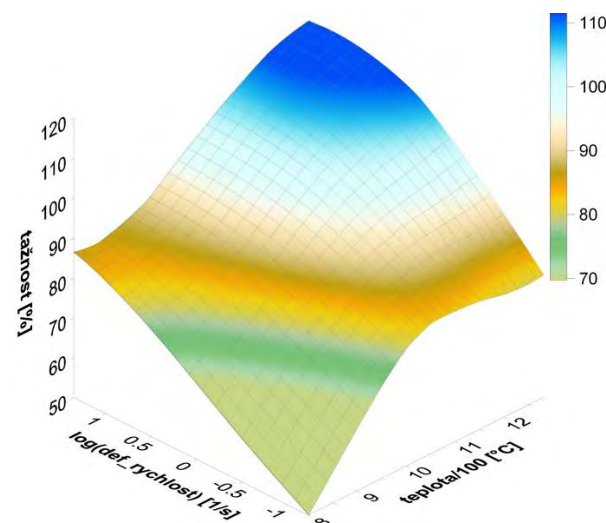
Obr. 3 Mapa pevnosti za tepla oceli P110  
Fig. 3 Hot strength map of the steel P110



Obr. 4 Mapa pevnosti za tepla oceli X65Q  
Fig. 4 Hot strength map of the steel X65Q



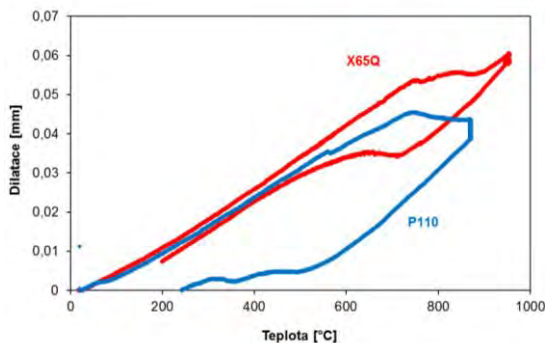
Obr. 5 Mapa tažnosti za tepla oceli P110  
Fig. 5 Hot ductility map of the steel P110



Obr. 6 Mapa tažnosti za tepla oceli X65Q  
Fig. 6 Hot ductility map of the steel X65Q

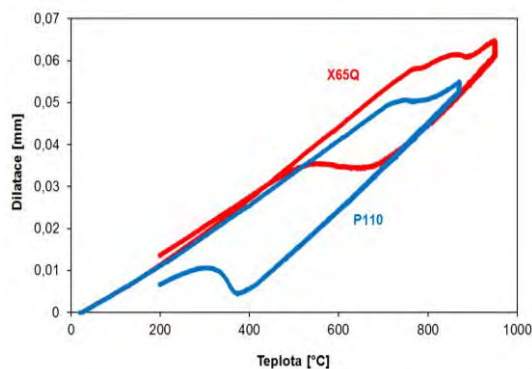
## 2.3 Teploty fázových transformací

Dilatometrické zkoušky na příslušném modulu simulátoru HDS-20 byly prováděny s ohřevem vzorků na teplotu austenitizace rychlostí 5 °C/s, s výdrží 7 minut na teplotě austenitizace 870 °C u oceli P110, resp. 950 °C u oceli X65Q. Vzorky byly následně ochlazovány konstantní rychlostí 5 °C/s nebo 20 °C/s do teploty 200 °C. Příklady dilatometrických křivek vybraných režimů jsou uvedeny na obr. 7 a 8.



Obr. 7 Dilatometrická křivka pro ocel P110 a X65Q – rychlost ochlazování 5 °C/s

Fig. 7 Dilatometric curve of the steels P110 and X65Q – cooling speed of 5 °C/s



Obr. 8 Dilatometrická křivka pro ocel P110 a X65Q – rychlost ochlazování 20 °C/s

Fig. 8 Dilatometric curve of the steels P110 and X65Q – cooling speed of 20 °C/s

Co se týče teplot fázových transformací během ohřevu rychlostí 5 °C/s, byly pro ocel P110 zjištěny teploty  $A_{c1}$  = 717 až 736 °C a teploty  $A_{c3}$  = 847 až 849 °C. Pro ocel X65Q byly určeny teploty  $A_{c1}$  = 754 až 768 °C a teploty  $A_{c3}$  = 905 až 908 °C. Takto získávané hodnoty  $A_{c3}$  tedy vykazují vyšší reprodukovatelnost výsledků. Naopak hodnoty  $A_{c1}$  jsou překvapivě zatíženy větším rozptylem experimentálních dat. Obě transformační teploty jsou v případě oceli X65Q posunuty o cca 35 ( $A_{c1}$ ) až 60 °C ( $A_{c3}$ ) výše oproti oceli P110. Teploty transformace při ochlazování jsou uvedeny v souhrnné tab. 3.

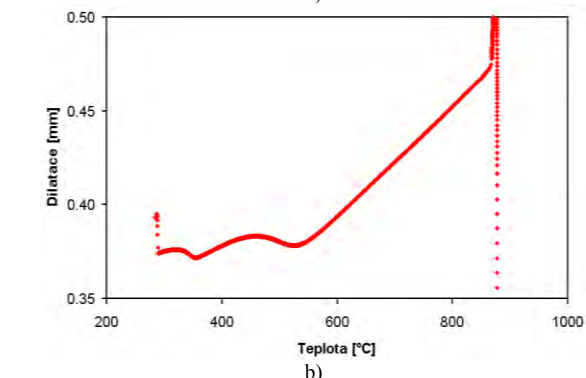
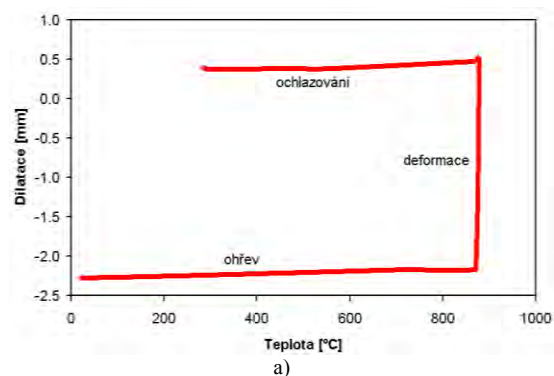
## 2.4 Teploty fázových transformací ovlivněné předchozí deformací

Následující dilatometrické testy probíhaly za shodných podmínek jako předchozí testy (rychlosti ohřevu i ochlazování 5 °C/s) s jedinou podstatnou výjimkou: po výdrži na teplotě austenitizace následoval výškový úběr

o velikosti skutečné (logaritmické) deformace 0,35 deformační rychlostí 1 s<sup>-1</sup> a až pak došlo k vlastnímu ochlazování. Získané dilatační křivky jsou uvedeny v grafech v obr. 9 a 10. V tab. 3 jsou shrnuty výsledky všech dilatometrických testů (teploty přeměn  $A_{r3}$  a  $A_{r1}$ ).

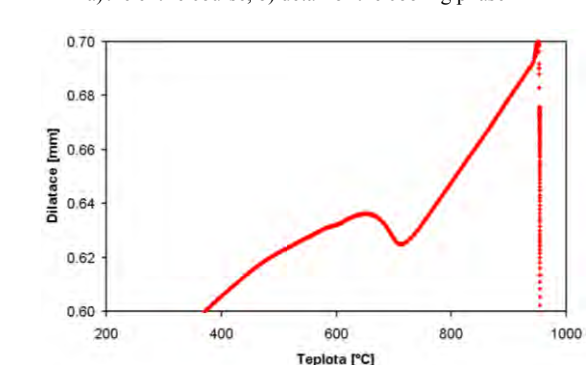
Tab. 3 Dilatometricky určené teploty fázových transformací  
Tab. 3 Phase transformation temperatures obtained by dilatometric tests

| ochlazování |               |               | ocel P110 | ocel X65Q |
|-------------|---------------|---------------|-----------|-----------|
| 5 °C/s      | bez deformace | $A_{r3}$ [°C] | 569       | 723       |
| 5 °C/s      | bez deformace | $A_{r1}$ [°C] | 405       | 631       |
| 5 °C/s      | po deformaci  | $A_{r3}$ [°C] | 568       | 737       |
| 5 °C/s      | po deformaci  | $A_{r1}$ [°C] | 406       | 615       |
| 20 °C/s     | bez deformace | $A_{r3}$ [°C] | 415       | 692       |
| 20 °C/s     | bez deformace | $A_{r1}$ [°C] | 275       | 521       |



Obr. 9 Dilatometrická křivka pro ocel P110 – rychlost ochlazování 5 °C/s po deformaci

a) celý průběh, b) detail ochlazovací fáze  
Fig. 9 Dilatometric curve of the steel P110 – cooling speed of 5 °C/s after deformation



Obr. 10 Dilatometrická křivka pro ocel X65Q – rychlost ochlazování 5 °C/s po deformaci – detail ochlazovací fáze

Fig. 10 Dilatometric curve of the steel X65Q – cooling speed of 5 °C/s after deformation – detail of the cooling phase

Sledované teploty fázových transformací během ochlazování jsou vždy posunuty k nižším hodnotám vlivem vyšší rychlosti ochlazování – v případě oceli P110 až o 154 °C. U oceli X65Q je určování teplot  $A_{r1}$  komplikováno pravděpodobným průběhem precipitačních dějů (viz obsah vanadu v tab. 1). Transformační teploty oceli X65Q vyšly až o stovky °C vyšší než v případě oceli P110.

Vliv předchozí deformace na transformační teploty byl u oceli P110 nulový, protože tento materiál rozhodně během ochlazovací pauzy stačil zrekrytalizovat. Na polohu bodů fázových přeměn může však mít vliv jen neuzdravený podíl předchozí deformace. Jinak je tomu v případě oceli X65Q, kde průběh dilatační křivky je s velkou pravděpodobností ovlivněn precipitací karbonitridů vanadu, snad i deformačně indukovanou. Detailnější informace o vlivu deformace na kinetiku fázových transformací by přinesla aplikace tváření při nižších teplotách a především náročný rozbor stavu precipitátů a mikrostruktury (podíl uzdravení, hustota dislokací) prostřednictvím TEM a EDX.

## Závěr

Speciální metodou vysokoteplotního zkoušení na simulátoru deformací HDS-20 byly zjištěny teploty nulové pevnosti ocelí P110 (1444 °C) a X65Q (1419 °C).

Pro obě tyto oceli v litém stavu byly na základě výsledků zkoušek tahem sestrojeny prostorové mapy tvařitelnosti (tažnosti) a smluvní pevnosti za tepla. Byl použit rozsah teplot 800 – 1280 °C a deformačních rychlostí cca 0,06 – 20 s<sup>-1</sup>. Pevnosti u obou zkoumaných materiálů jsou velmi podobné a plynule se zvyšují s klesající teplotou a s rostoucí deformační rychlostí.

Rozptyl získaných údajů o tažnosti svědčí o heterogenitě výchozí lité struktury obou materiálů. V obou případech lze zaznamenat lepší plastické vlastnosti při vyšších deformačních rychlostech.

Tažnost oceli X65Q je poněkud vyšší při nejvyšší teplotě i deformační rychlosti. Oproti oceli P110 se však vyznačuje výrazným poklesem při nízkých hodnotách teploty a deformační rychlosti. U obou ocelí lze z hlediska tvařitelnosti považovat za optimální kombinaci vysoké teploty (ověřeně do 1280 °C) a vysoké deformační rychlosti.

Dilatometricky byly pro oceli P110 a X65Q určeny teploty fázových transformací při ohřevu rychlostí 5 °C/s i při ochlazování (rychlostí 5 °C/s nebo 20 °C/s). Transformační teploty jsou v případě oceli X65Q posunuty o desítky až stovky °C výše oproti oceli P110. Vliv předchozí deformace na transformační teploty byl u oceli P110 zanedbatelný, protože tato ocel mikrolegovaná titanem a bórem během ochlazování stačila zrekrytalizovat. V případě oceli X65Q byl průběh dilatační křivky s velkou pravděpodobností ovlivněn precipitací karbonitridů vanadu.

## Poděkování

*Práce byly provedeny v návaznosti na řešení projektů FR-TI3/374 (MPO ČR), LO1203 „Regionální materiálově technologické výzkumné centrum – program udržitelnosti“ (MŠMT ČR) a SP 2014/100 (v rámci specifického vysokoškolského výzkumu na VŠB-TUO podporovaného Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy ČR).*

## Literatura

- [1] SCHINDLER, I., KAWULOK, P. Aplikální možnosti plastometru Gleeble 3800 se simulačním modulem Hydrawedge II na VŠB-TU Ostrava. Hutnické listy, 2013, roč. 66, č. 4, s. 85-90
- [2] Dostupné z: <http://www.fmml.vsb.cz/rmtvc/cs/>
- [3] Dostupné z: <http://www.leeble.com/>
- [4] SCHINDLER, I. et al. Plastometric study of hot deformation behaviour of steel X10CrWMoVNb9-2. In: Metal 2014, Conference Proceedings. Ostrava: Tanger Ltd, 2014, (CD-ROM – příspěvek č. 2504)
- [5] KAWULOK, P. a kol. Mapa tvařitelnosti nadeutektoidní C-Mn-Cr-V oceli za tepla. Hutnické listy, 2013, roč. 66, č. 4, s. 18-21

---

## Italské úřady podporují oživení ocelářského podniku Lucchini

Steel Business Briefing

28. 4. 2014

Italské orgány uvolnily 250 mil. Eur na přestavnu ocelárny Lucchini v Piombinu na toskánském pobřeží a na oživení výroby oceli v tomto závodě. Dne 24.4.2014 byl zastaven provoz vysoké pece. Dnes společnost analyzuje nabídky, které obdržela od potenciálních kupců. Pec by byla navždy ztracena, pokud by ji nový vlastník nezprovozoval nejpozději do 30 dnů. Válcovny také nejsou v činnosti. Peníze poskytnuté úřady budou použity na investice do environmentálních inovací, především do vyčištění areálu, na podporu propuštěných zaměstnanců a na investice na potenciální restart výroby oceli v roce 2017 výstavbou nového zařízení.

## Možnosti přípravy ultrajemné struktury u nízkouhlíkové oceli pomocí metody ARB

### Possibilities of Preparation of Ultrafine Microstructure in Low-carbon Steel Using Accumulative Roll Bonding

Ing. Tomáš Kubina, Ph.D.<sup>1</sup>, Ing. Jaroslav Gubiš<sup>1</sup>

<sup>1</sup>COMTES FHT a.s., Průmyslová 995, Dobřany, 334 45, Česká republika

*Metody intenzivní plastické deformace (SPD) jsou obecně jednou z možností, jak produkovat velmi jemnozrnnou strukturu kovů, která vede ke zvýšení pevnosti zpevněním hranicemi zrn. Jednou z metod, která má potenciál k průmyslovému využití, je Accumulative Roll-Bonding (ARB). Jedná se v podstatě o skládání plechů a jejich spojování válcováním za studena nebo za zvýšené teploty, které se několikrát opakuje. V oblasti ocelových materiálů byly publikovány výsledky především pro IF oceli. Cílem této práce bylo vyzkoušet možnosti provádění technologie ARB v podmínkách firmy COMTES, a to na komerčně dostupných ocelových materiálech. Proto byla vybrána ocel s 0.011 hm. % C. V rámci provedených experimentů byla velká pozornost věnovaná přípravě vzorků, především úpravě povrchu a jejich spojení, a to tak, aby bylo možno úspěšně provést 50% redukci výšky při jednom úběru za zvýšené teploty. Pevnost po dvou cyklech ARB dosáhla až na 660 MPa, tažnost ovšem výrazně poklesla až na 3,3 %, přičemž mez pevnosti vyžádaného vstupního materiálu byla  $290 \pm 3$  MPa, s tažností  $A_{50} 49 \pm 2$  %.*

**Klíčová slova:** nízkouhlíková ocel, opakované válcování a spojování, mikrostruktura, mechanické vlastnosti

*Severe plastic deformation (SPD) methods belong to techniques for producing fine-grained microstructure in metals, whereby the material's strength is improved by the mechanism of grain size strengthening. It is achieved by imparting extremely high stresses and by applying large plastic deformation to metals through shear stress. One of the methods, which have potential for industrial application, is Accumulative Roll-Bonding (ARB). The method essentially involves piling and bonding of metal sheets by repeated cold warm rolling. Studies published to date involved, for the most part, aluminium and copper alloys. The majority of those studies, which concerned steels, dealt with interstitial-free steels. The objective of the present work was to test the ARB method on commercially available steels at the company COMTES FHT. Consequently a steel with 0.011 wt. % of carbon was chosen. The specimens were prepared with great care, involving mainly their surface and the quality of bonding in order to successfully achieve 50 percent reduction in height in a single pass at elevated temperature. Protection of specimens against scale formation proved very important during heating to the testing temperature in the interval of 500-600 °C. Due to the complexity of the ARB method, only two bonding cycles were completed. The initial mean grain size of the annealed feedstock was  $18 \pm 7$  μm. After the first ARB cycle, grains with a length of  $24 \pm 10$  μm and a width of  $8 \pm 3$  μm were found. The ultrafine-grained surface layer had a thickness of approximately 150 – 200 μm. After the second ARB cycle, the microstructure of this type was found in the centre of the specimens. The strength after two passes reached 660 MPa but the elongation dropped to 3.3 %. The ultimate strength of the annealed feedstock was  $290 \pm 3$  MPa and its elongation was  $A_{50} 49 \pm 2$  %. In order to refine the grain by large plastic deformation, additional ARB cycles had to be completed and oxidation of the specimen surface at the elevated temperature of the rolling process had to be prevented. Experience shows that continuous bonding of material would be more effectively achieved by using coiling machines, which would prevent problems arising from cracking in the welded joints on faces of specimens.*

**Key words:** low-carbon steel, Accumulative Roll-Bonding, microstructure, mechanical properties

Metody intenzivní plastické deformace (SPD) jsou obecně jednou z možností, jak produkovat velmi jemnozrnnou strukturu kovů, která vede ke zvýšení pevnosti zpevněním hranicemi zrn. To se při metodách intenzivní plastické deformace děje vnášením extrémních pnutí a vysoké plastické deformace do kovu především působením smykového napětí. Při tradičních postupech tváření, jako je kování, válcování nebo běžné protlačování, je celková vnesená deformace  $\epsilon$  obvykle menší než 2. Při vnesení větší deformace, například

válcováním, vzniká již velmi tenký plech, a válcovaný materiál tak přestává být vhodný pro konstrukční použití. Zatím byla vyvinuta asi desítka postupů, jak vytvářet jemnozrnnou strukturu vnášením vysoké plastické deformace do materiálu, jejíž hodnota převyšuje hodnotu 2, při zachování rozměrů materiálu [1]. Při vnášení vysoké plastické deformace dochází k absorpci dislokací na hranicích subzrn a malouhlové hranice se stávají velkouhlovými (úhel desorientace  $\Theta > 10^\circ$ ) a tím dochází ke zjemnění zrn [2]. Mezi

nejvýznamnější a zatím nepoužívanější metody patří ARB (Accumulative Roll-Bonding), ECAP (Equal Channel Angular Pressing) a jeho různé varianty a metoda HPT (High Pressure Torsion).

Metoda ARB byla vyvinuta v roce 1999 týmem profesora Saita v Japonsku. Jedná se v podstatě o skládání plechů a jejich spojování válcováním za studena nebo za zvýšené teploty, které se několikrát opakuje. Spojení vzniká díky dostatečnému přiblížení povrchů plechu a následné interakci na atomové úrovni. Kvalitní povrch je proto nutnou podmínkou pro vznik dokonalého spoje. Povrchová úprava plechů se provádí jejich broušením a odmaštěním. Po proválcování je rozvalek rozpůlen a obě části opět podstupují stejnou úpravu povrchu. Takto upravené části se opět skládají na sebe a vstupují do dalšího výrobního cyklu [3].

Proces spojování, dělení a skládání může materiál podstoupit teoreticky mnohokrát, s vysokým počtem výrobních cyklů, protože nedochází ke změně jeho celkové tloušťky. Ovšem kvůli zpevňovacím procesům a zhoršujícímu se stavu povrchu je počet průchodů omezen, většina dostupné literatury uvádí 5 – 10 průchodů [4-6]. Válcování se nejčastěji provádí za zvýšené teploty, která leží pod teplotou rekrystalizace daného materiálu tak, aby nedocházelo k uvolňování akumulované deformace rekrystalizací. Celý proces by pak ztratil na účinnosti. Při nízké teplotě dochází k nedostatečnému spojení a praskání vlivem snížené tvářitelnosti.

Tab. 1 Přehled dosažených výsledků a parametrů metody ARB  
Tab. 1 Overview of parameters and results achieved by the ARB method

| Válcovací<br>teplota | Počet<br>cyklů | Vnesená<br>deformace | Velikost zrna<br>před | Velikost zrna<br>po | Zdroj |
|----------------------|----------------|----------------------|-----------------------|---------------------|-------|
| [°C]                 | [-]            | [-]                  | [μm]                  | [μm]                |       |
| 500                  | 7              | 5,6                  | 20                    | 0,2-0,3             | [7]   |
| 550                  | 8              | 6,4                  | 5-27                  | <0,1                | [8]   |
| 500                  | 5              | 6,4                  | 30                    | <0,5                | [9]   |

## Popis experimentu

Základním materiálem byla nízkouhlíková nelegovaná ocel dodaná společností Třinecké železářny v podobě, která svým chemickým složením odpovídá normě ČSN 41 1300 [10]. Tento materiál byl zvolen na základě literární rešerše, kdy u většiny dostupné literatury [3,4,11,12] byla použita IF ocel a tato ocel se svým složením IF oceli nejvíce blíží. V tab. 2 je uvedeno chemické složení použité oceli. Dodané kontislitky v podobě bram o rozměrech 150 x 150 x 350 mm byly kovány na univerzálním hydraulickém lisu při teplotě 1200 °C a teplota dokování byla 900 °C. Rozměry výkovků byla cca 95 x 147 x 500 mm. Vykovaný materiál byl následně žhán ve válečkové peci po dobu 60 min při teplotě 1200 °C a poté válcován při této teplotě na tloušťku 8 mm. Válcování za tepla bylo zvoleno jako výchozí stav materiálu. Použita byla válcovací stolice duo s průměrem válců 550 mm.

Tab. 2 Chemické složení výchozího kontislitku  
Tab. 2 Chemical composition of the initial continuously castbloom

|      | C     | Si    | Mn    | P     | S      | Cr    | Mo     |
|------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|--------|
| hm.% | 0,011 | 0,022 | 0,159 | 0,006 | 0,015  | 0,037 | 0,001  |
|      | Cu    | Al    | As    | B     | Ce     | N     | Fe     |
| hm.% | 0,009 | 0,002 | 0,002 | 0,009 | <0,003 | 0,003 | 99,691 |

Vyválcované plechy byly zbaveny okují před válcováním za studena na pásové brusce na brusných papírech se zrnitostí P80 a P320. Tloušťka plechů před válcováním za studena činila 7,7 mm. Válcováním za studena na válcovací stolici kvarto s průměrem válců 240 mm byl vyroben plech o tloušťce 2 mm. Ten byl rekrystalizačně vyžhán při teplotě 700 °C po dobu 2 hodin, přičemž žíhané plechy byly opatřeny ochranným nátěrem proti oduhlčení povrchu. Z tohoto plechu pak byly připravovány vzorky pro ARB.

Všechny vzorky byly vždy na budoucích styčných plochách odmaštěny acetonem a následně obroušeny nebo okartáčovány pro zdrsnění povrchu. Přední strany vzorků byly bodově svařeny, v zadní části byly spojeny drátky umístěnými v předvrtaných dírách. Přední část byla zbroušena do špičky pro lepší vstup do válců. Deformace byla prováděna v 1 kroku a redukce byla nastavena konstantní u všech pokusů na 50 %. Pro ohřev vzorků byla použita elektrická pec HERAEUS, do které byl přiváděn N<sub>2</sub> pro omezení oxidace povrchu během ohřevu. Pec byla umístěna v těsné blízkosti válců, takže teplota válcování byla jen o málo nižší nežli teplota ohřevu (řádově 5 až 10 °C). Vzorky připravené pro druhý průchod byly nejdříve zbaveny oxidické vrstvy mořením v Clarkově roztoku. Poté byl použit stejný postup jako u vzorků pro první průchod, čili obroušení na P40, bodové svaření na předních rozích a spojení drátky vzadu. Detailní postup je uveden v diplomové práci [13].

Po provedení testů k získání vhodných podmínek zpracování byla připravena sada 10 vzorků v 1 průchodu a z nich bylo připraveno celkem 5 vzorků do druhého průchodu ARB. Ohřev vzorků probíhal v peci HERAEUS při teplotě 515 °C v dusíkové atmosféře (průtok N<sub>2</sub> byl 40 l/min). Ohřev trval 5 minut a poté byly vzorky okamžitě válcovány.

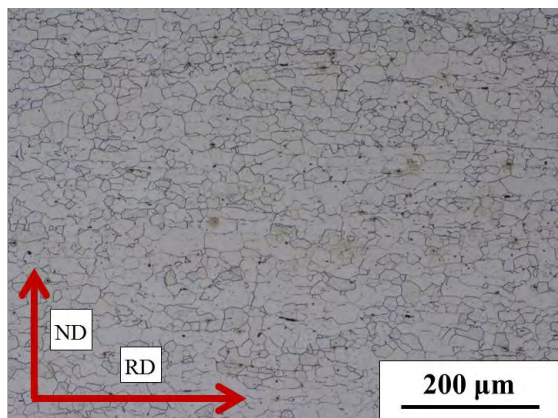
Struktura všech stavů a vyválcovaných vzorků byla zkoumána pomocí optické a elektronové mikroskopie. Metalografické výbrusy byly připraveny na automatickém brousícím a leštícím stoju Struers Discotom – 6, s programem pro výbrusy oceli. Jako leptadlo byl ve všech případech použit Nital (5% HNO<sub>3</sub> + ethyl a methylalkohol). Snímky byly pořízeny na optickém mikroskopu Nikon Epiphot 200 se softwarovým doplňkem pro digitální zpracování a analýzu obrazu NIS Elements 2.3, s jehož pomocí byly měřeny velikosti zrn. Pro mapování EBSD byl použit JEOL 7400F se studenou katodou, který je vybaven EBSD vysokorychlostní kamerou HKL NORDLYS.

Vzorky pro analýzu EBSD byly elektrolyticky doleštěny na leštičce Movipol. Pro přesnější určení orientace zrn v prostoru byly vyhodnoceny také pólové obrazce jednotlivých EBSD map.

Tvrdot byla měřena na automatickém tvrdoměru Struers Durascan se softwarem Workflow. Byla měřena u válcovaných plechů za tepla, za studena a po rekrystalizačním žíhání. Dále byly měřeny hloubkové profily tvrdosti na vzorcích, které prošly jedním a dvěma cykly ARB. Rovněž byly naměřeny tahové křivky na trhacím stroji Zwick/Roell Z250. Tahové zkoušky byly měřeny podle normy ČSN EN ISO 6892-1 [14].

## Výsledky a diskuse

Na kvalitu spoje měla největší vliv přítomnost oxidické vrstvy, jejíž tloušťka je závislá především na přístupu kyslíku k povrchu, na době a teplotě ohřevu vzorku. Z kombinace těchto parametrů se ukázalo, že nejvhodnějším prostředkem k ohřevu vzorků je elektrická pec, do níž je vháněn plynný  $N_2$ . Při době ohřevu 5 minut docházelo ke vzniku poměrně kvalitních spojů, které jsou popsány v další části. Pro snížení doby ohřevu byl také vyzkoušen indukční ohřev, ovšem technologické podmínky neumožňovaly použití dusíkové atmosféry, což převážilo pozitivní přínos rychlého ohřevu. Indukční ohřev se také ukázal jako nevhodný z důvodu nerovnoměrného ohřevu vzorku, což způsobovalo jeho praskání.

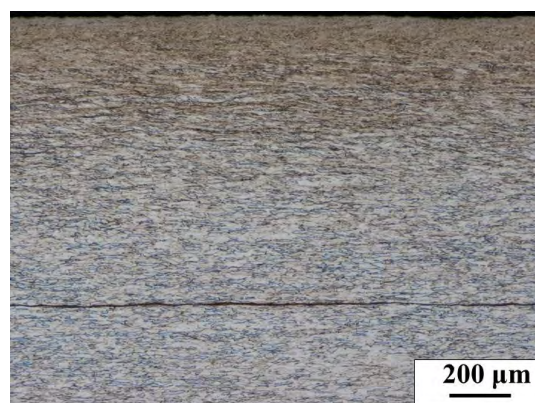


Obr. 1 Mikrostruktura podélného řezu rekrystalizačně vyžáhaného plechu  
Fig. 1 Microstructure of the longitudinal section recrystallization annealed sheet

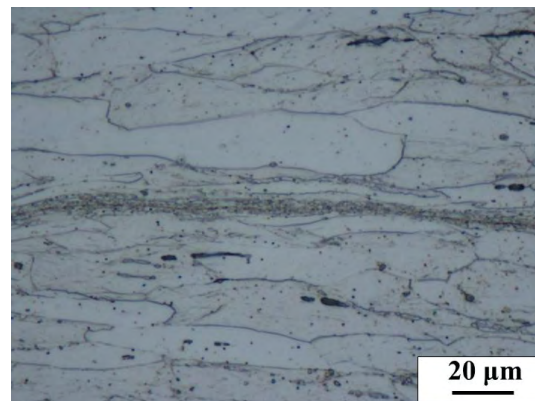
Předpokládá se, že pro vznik kvalitního spoje je výhodnější větší drsnost, protože podporuje adhezi spojovaných materiálů [12]. Další roli při výběru metody úpravy povrchu hrála také její rychlost a náročnost, protože během práce nebyl pozorován výraznější vliv úpravy povrchu na kvalitu spojení. Proto byla do dalšího experimentu zvolena metoda broušení na brusném kotouči P40. To bylo dáno také pravděpodobně tím, že bylo zkoumáno poměrně velké množství různých parametrů, které na kvalitu spoje měly výraznější vliv nežli úprava povrchu.

Na obr. 1 je zachycena mikrostruktura plechu vyžáhaného při teplotě 700 °C po dobu 2 hodin. Zrna jsou rovnoosá s rovnoměrnou velikostí  $15 \pm 7 \mu m$  na řezu příčném a  $18 \pm 7 \mu m$  na podélném řezu. Na podélném řezu je dobře vidět, že rekrystalizací došlo k přeměně deformovaných a protáhlých zrn na jemnější a nedeformovaná zrna. Jediným pozůstatkem tváření za studena je pak orientace vměstků, která se rekrystalizací neodstranila.

Mikrostrukturní stav po prvním ARB cyklu je znázorněn na obr. 2. Lze opět pozorovat vrstvu ultrajemných zrn sahající do hloubky 150 – 200  $\mu m$  a také je vidět spoj, který se již při malém zvětšení zdá nekvalitní.



Obr. 2 Povrchová vrstva a spoj 1x ARBovaného vzorku  
Fig. 2 The surface layer and joint of the sample subjected to one ARB cycle

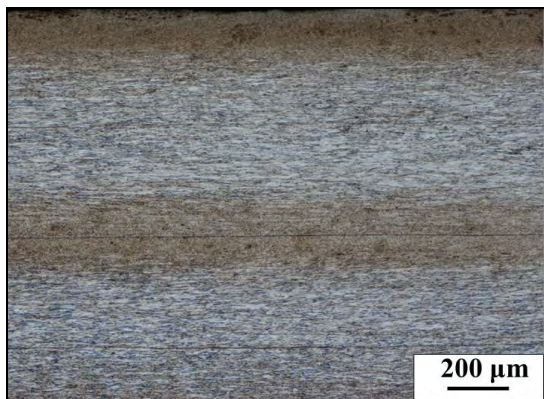


Obr. 3 Detail spoje 1x ARB vzorku  
Fig. 3 Detail of the joint of the sample subjected to one ARB cycle

Při detailním pohledu, který je na obr. 3, je však vidět, že spoj je kvalitní, bez přítomnosti oxidické vrstvy a je tvořen velmi jemnými zrny. Vznik tenké vrstvy velmi jemných zrn v oblasti spoje lze přičíst vysokému tření v oblasti spoje a vysoké hodnotě zbytkového smykového napětí, což je podrobněji popsáno v práci prof. Kamikawy [7].

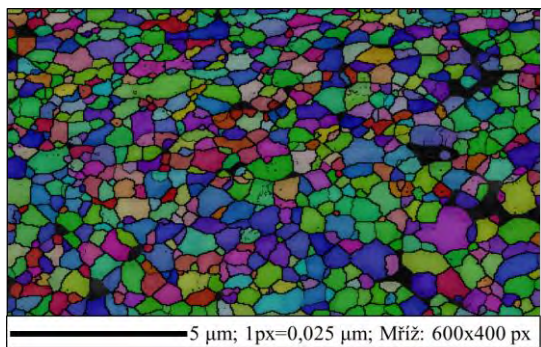
Stav mikrostruktury po dvou cyklech metody ARB je na obr. 4. Jsou zde dobře patrné původní plechy i spoj z prvního průchodu, který ale vykazuje větší kvalitu než spoj nový z druhého průchodu. To je pravděpodobně dáno rozšířením původně spojených oblastí do větších celků. Je také vidět, jakým způsobem se navyšuje podíl

ultrajemné struktury. Tloušťka povrchové vrstvy se i nadále pohybuje mezi 150 – 200  $\mu\text{m}$ . Nově má však tato vrstva obdobnou tloušťku i v oblasti spoje, kam se dostala po složení vzorků. Při detailním pohledu na spoj vzniklý v oblasti ultrajemných zrn z předchozího průchodu je vidět velmi dobré spojení bez výraznější či souvislé oxidické vrstvy.



Obr. 4 Struktura plechu v podélném řezu po 2 průchodech ARB  
Fig. 4 Structure of the sheet in a longitudinal direction after two cycles of ARB

U vzorku, který prošel 2 cykly ARB, se u povrchu již vyskytovala pouze ultrajemná zrna, jak je vidět na obr. 5. Zrna mají výhradně velkoúhlové hranice a mají rovnoměrnou velikost. Průměrná velikost zrn v jemnozrné oblasti u vzorku po 2 průchodech ARB dosahuje  $700 \pm 300$  nm. Nejvíce zastoupená je velikost od 500 do 600 nm.



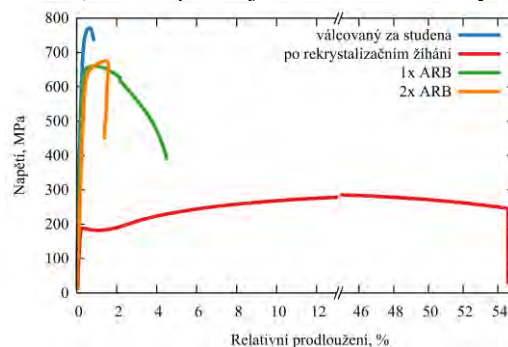
Obr. 5 EBSD mapa oblasti s jemnými zrny u 2x ARB vzorku  
Fig. 5 EBSD map of the area with fine grains of the ARB sample subjected to two ARB cycles

Plech válcovaný za tepla měl podle očekávání nízkou tvrdost, která byla  $94 \pm 2$  HV10. Také vykazoval nízkou mez kluzu a pevnost a s velmi dobrou tažností. Horní mez kluzu  $R_H$  dosahovala  $269 \pm 17$  MPa, dolní mez  $R_L$  pak  $232 \pm 9$  MPa. Mez pevnosti  $R_M$  byla naměřena  $298 \pm 9$  MPa. Tažnost  $A_{50}$  byla  $40 \pm 2$  %. U plechu válcovaného za studena byla naměřena tvrdost HV10  $196 \pm 2$ , což je oproti původnímu stavu dvojnásobek. U mechanických vlastností v tahu vymizela na tahové křivce výrazná mez kluzu. Došlo k nárůstu pevnosti až na  $770 \pm 2$  MPa, ale tažnost  $A_{50}$  se snížila na  $1,8 \pm 0,1$  %. To svědčí o vysokém deformačním zpevnění a nízká tažnost vypovídá o značném vyčerpání plasticity materiálu.

U plechu, který byl rekrystalizačně vyžhán, se obnovila rovnoměrná a nedeformovaná struktura a hodnota tvrdosti HV10 byla  $98 \pm 12$ . To je stejná hodnota tvrdosti, kterou dosáhl plech válcovaný za tepla. Došlo ke snížení smluvní meze kluzu  $R_{p0,2}$  na  $180 \pm 5$  MPa a meze pevnosti na  $290 \pm 3$  MPa. Naopak tažnost  $A_{50}$  se zvýšila na  $49 \pm 2$  %. Došlo k vymizení výrazné meze kluzu.

Plech, který prošel jedním průchodem ARB, má také klesající profil tvrdosti HV0,1 od povrchu ke středu. Tvrdost u povrchu je 270 a směrem ke středu postupně klesá na přibližně 200. Nižší tvrdost u tohoto vzorku se oproti předchozímu očekávala, protože nepodstoupil tak velkou celkovou deformaci. U mechanických vlastností v tahu došlo k očekávanému nárůstu pevnosti, meze kluzu a zároveň k poklesu tažnosti. Mez pevnosti plechu, který prošel jedním průchodem ARB, vzrostla až na  $611 \pm 36$  MPa. Tažnost  $A_{50}$  klesla na  $3,4 \pm 0,6$  %. Mez kluzu byla  $609 \pm 20$  MPa. Velký rozptyl hodnot meze pevnosti je pravděpodobně dán různou tloušťkou vrstvy ultrajemné struktury u povrchu, možnou přítomností materiálové vady a nelze vyloučit ani přítomnost nekvalitního spoje v určitých částech zkoušeného vzorku.

Profil tvrdosti naměřený na vzorcích série, které prošly dvěma cykly, je zpočátku velmi podobný profilu u rekrystalizovaného vzorku po jednom průchodu. Tvrdost HV0,1 v povrchové vrstvě je v podstatě stejná jako po jednom průchodu, a to 270. Nicméně pokles tvrdosti směrem ke středu je pomalejší a dosažené minimum se pohybuje kolem 225. Dochází zde také od hloubky cca 0,7  $\mu\text{m}$  k opětovnému nárůstu tvrdosti až na 245. To je dáno přítomností ultrajemné struktury uprostřed zpracovávaného plechu z předchozího cyklu. U vzorku ze série A2 po druhém průchodu ARB byla naměřena mez kluzu  $R_{p0,2}$   $633 \pm 7$  MPa, mez pevnosti vzrostla na  $650 \pm 19$  MPa. Tažnost  $A_{50}$  naopak klesla na  $3,3 \pm 0,3$  %. V obr. 6 je porovnávána tahová křivka původního stavu po válcování za studena a pak následně rekrystalizovaného stavu, s tahovou křivkou po prvním a po druhém průchodu ARB. Je zde dobře vidět velký nárůst pevnosti již při prvním průchodu, kdy se pevnost více než zdvojnásobila. Po dalším průchodu došlo k dalšímu nárůstu pevnosti, ovšem již nikoliv v takové výši. Nejvyšší pevnost vykazuje ovšem válcovaný plech za studena, což lze přičíst jinému stavu struktury.



Obr. 6 Porovnání naměřených tahových křivek pro různé stavy úprav  
Fig. 6 Comparison of measured tensile curves for different states of modification

## Závěr

V této práci byly zkoumány a optimalizovány podmínky vhodné po válcování nízkouhlíkové nelegované oceli metodou ARB na poloprovazní válcovací stolici s ohledem na vytvoření dobrého spoje a ultrajemnozrné struktury. Jako vhodné podmínky pro válcování se jevil ohřev na teplotu 515 °C v elektrické peci s dusíkovou atmosférou, s výdrží 5 minut s následným válcováním s 50% redukcí v jednom průchodu válcovací stolicí. Bylo také experimentálně určeno vhodné místo pro umístění bodových svarů, a to v rozích na čele vzorku, protože v tom případě docházelo k minimálnímu výskytu podélných trhlin šířících se právě od svarových bodů. Ohřev v peci s inertní atmosférou v této práci zajistil reprodukovatelné podmínky zkoušení.

Válcováním metodou ARB se podařilo vytvořit povrchovou vrstvu ultrajemných zrn, která dosahovala tloušťky 150 – 200 µm. Nejmenší dosažená velikost zrna se pohybovala kolem 200 nm, průměrně pak 700 nm. Zrna byla rovnoměrná, zrekrytalizovaná a nevykazovala žádnou výraznou orientaci vůči rovině válcování. Ultrajemná struktura se v dalším cyklu dostala i do středu vzorku a lze předpokládat, že při dalších cyklech se postupně rozšíří do celého objemu.

## Literatura

- [1] AZUSHIMA, A. et al. Severe plastic deformation (SPD) processes for metals. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, roč. 57, 2008, č. 2, s. 716-735
- [2] VALIEV Z., R.; TERENCE G., L. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. *Progress in Materials Science*, roč. 51, 2006, č. 7, s. 881-981
- [3] SAITO, Y.; UTSUNOMIYA, H.; TSUJI, N.; SAKAI, T. Novel ultra-high straining process for bulk materials - development of the accumulative roll-bonding (ARB) process. *Acta Metall. Mater.*, roč. 47, 1999, č. 2, s. 579-583
- [4] TSUJI, N.; et al. Strength and ductility of ultrafine grained aluminum and iron produced by ARB and annealing. *Scripta Materialia*, roč. 47, 2000, č. 12, s. 893-899
- [5] TAMIMI, S.; et al. Microstructural evolution and mechanical properties of accumulative roll bonded interstitial free steel. *Materials and Design*, roč. 30, 2009, s. 2556-2562
- [6] OKITSU, Y.; TAKATA, N.; TSUJI, N. Dynamic deformation behavior of ultrafine-grained iron produced by ultrahigh strain deformation and annealing. *Scripta Materialia*, roč. 64, 2011, č. 9, s. 896-899
- [7] KAMIKAWA, N.; TSUJI, N.; MINAMINO, Y. Microstructure and texture through thickness of ultralow carbon IF steel sheet severely deformed by accumulative roll-bonding. *Science and Technology of Advanced Materials*, roč. 5, 2004, č. 1-2, s. 163-172

Vrstva vykazovala zvýšenou tvrdost, která činila 300 HV0,1. Celý materiál pak měl více než dvojnásobnou pevnost a až trojnásobnou mez kluzu oproti žíhanému stavu. Pevnost po dvou průchodech dosáhla až na 660 MPa, tažnost ovšem výrazně poklesla až na 3,3 %.

Pro další pokusy bude nutné provést revizi spojování vzorků svařováním, protože poslední pokusy ukázaly, že k šíření podélných trhlin dochází i při vhodně umístěných svarech. Je to dáno velmi pravděpodobně tepelným ovlivněním místa v okolí svaru. Jako nevhodná, avšak s velkým potenciálem, se v této práci ukázala indukční metoda ohřevu. Za daných podmínek se nepodařilo dosáhnout rovnoměrného ohřevu, což vedlo k praskání vzorků. Rychlý ohřev a inertní atmosféra jsou jednou z podmínek pro zamezení tvorby oxidické vrstvy na spojovaných površích. Proto, pokud by došlo k řízení indukčního ohřevu tak, aby probíhal rovnoměrně a rychle v inertním plynu, mít tato metoda široké uplatnění.

## Poděkování

**Článek byl vypracován v rámci projektu Západočeské Materiálové a Metalurgické Centrum CZ.1.05/2.1.00/03.0077 za podpory European Regional Development Fund**

- [8] TOHIDI, A. A.; KETABCHI, M.; HASSANIA, A. Nanograined Ti-Nb microalloyed steel achieved by Accumulative Roll Bonding (ARB) process. *Mater. Sci. Eng., A*, roč. 577, 2013, s. 43-47
- [9] KOLAH, A.; AKBARZADEH, A.; BERNETT, M. R. Electron back scattered diffraction (EBSD) characterization of warm rolled and accumulative roll bonding (ARB) processed ferrite. *Journal of Materials Processing Technology*, roč. 209, 2009, č. 3, s. 1436-1444
- [10] ČSN 41 1300. 41 - HUTNICTVÍ - MATERIÁLOVÉ LISTY OCELÍ 4113 - Oceli třídy 11. Materiálové listy. 1986
- [11] LEE, S.; SAITO, Y.; et al. Microstructures and Mechanical Properties of Ultra Low Carbon IF Steel Processed by Accumulative Roll Bonding Process. *Mater. Trans., JIM*, roč. 43, 2000, č. 9, s. 2320-2325
- [12] KRALLICS, G.; LENARD, J. G. An examination of the accumulative roll-bonding process. *Journal of Materials Processing Technology*, roč. 152, 2004, s. 154-161
- [13] GUBIŠ J. *Vlastnosti ultrajemnozrné oceli připravené metodou intenzivní plastické deformace*. Praha, 2014. Diplomová práce. Vysoká škola chemicko technologická v Praze, Fakulta chemické technologie, Ústav kovových materiálů a korozního inženýrství
- [14] ČSN EN ISO 6892-1. Kovové materiály - Zkoušení tahem - Část 1: Zkušební metoda za pokojové teploty. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví., 2010, 64 s.

## Francouzští uživatelé elektrické energie se dočkají snížení tarifů

Steel Business Briefing

2. 5. 2014

Francouzský energetický regulační úřad CRE sdělil, že pro energeticky náročné firmy zavede 50% snížení transportních tarifů, a to ve snaze pomoci jim v soutěži s firmami z jiných zemí, jako je např. Německo.

## Ověřování procesních parametrů děrování na laboratorní válcovací stolici

### Verification of Process Parameters during Piercing on the Laboratory Rolling Mill

Ing. Roman Noga<sup>1</sup>, Ing. Petr Unucka, Ph.D.<sup>1</sup>, Ing. Rostislav Turoň<sup>2</sup>, Bc. Radek Jurča<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>TŘINECKÉ ŽELEZÁRNY, a.s., Průmyslová 1000, Třinec-Staré Město, 739 61 Třinec, Česká republika

*V předloženém článku je prezentováno experimentální ověření parametrů kosého válcování používané při výrobě bezešvých trubek. Jako první byl ověřován vliv technologických parametrů (otáčky pracovních válců, úhel sklonu pracovních válců) na velikost osové síly, krouticího momentu, proudu motorů atd. Dostatečná velikost této síly umožňuje bezproblémový tok kovu přes děrovací trn. Experimentální práce byly prováděny na laboratorní válcovací stolici pro dvouválcové uspořádání s horním opěrným válcem za použití speciálního tupého trnu a také při klasickém děrování s děrovacím trnem s křivkovou částí.*

**Klíčová slova:** bezešvé trubky, provozní parametry, tváření za tepla

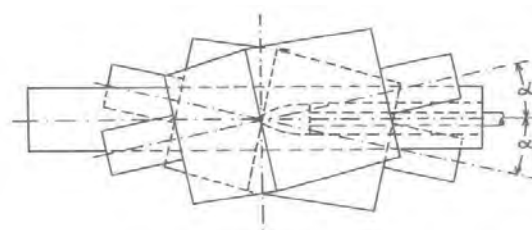
*The present paper presents experimental verification of cross-rolling parameters used at production of seamless tubes. At first we tested the influence of technological parameters (dependence of speed of work rolls and the transport angle of the working rolls in time) on the axis force, torque, motor current, etc. Sufficient magnitude of this force allowed the smooth flow of metal through the piercing plug. Experimental work was carried out on a laboratory rolling mill with two-roll arrangement with the upper - backup roll using a special blunt plug, and also by classical piercing with a piercing plug having a curvilinear part. The technological parameters were within the range of speed of work rolls from 40 to 80 rpm and transport angle  $\alpha = 3 - 9^\circ$ . Sufficiently large reserve of the axial force was necessary to prevent blinded tube making, which decreased the production cycle and thus also capacity of production. The transport angle has the primary effect on magnitude of the axial force, which for the given calibration work rolls shows the possibilities and limitations of the technology with such rolls.*

**Keywords:** seamless tube, operating parameters, hot forming

Univerzální válcovací stolice pro výrobu bezešvých trubek je unikátní experimentální zařízení sloužící především k fyzikálnímu modelování kosého děrování. Detailní popis samotného zařízení byl uveřejněn v [1].

Princip děrování kosým válcováním na dvouválcových stolicích, jejichž válce mají tvar komolých dvojkuželů, je znázorněn na obr. 1. Mezi shodně se otáčející válce je zleva vsunut předvalek, který se ve směru doprava vlivem působících sil od válců a za pomoci děrovacího trnu děruje. Tímto způsobem se děrují dlouhé duté předvalky s poměrně malými tloušťkami stěn [2].

Při výrobě dutých polotovarů děrováním kosým válcováním se tvářený kov otáčí kolem své osy a současně vykonává osový pohyb ve směru děrování. Při děrování kosým válcováním, nebereme-li v úvahu vnější oblasti, lze pásmo deformace v podélném směru rozdělit na tři základní části. První část pásma deformace představuje oblast od místa dotyku děrovaného kovu s pracovními válci až po špičce děrovacího trnu. Druhá část přísluší tvářenému kovu na děrovacím trnu. V třetí části pásma deformace je již dutý provalek ve styku pouze s pracovními válci.



Obr. 1 Schéma polohy pracovních válců v děrovací stolici [2]  
Fig. 1 Schematic position of the working rolls of piercing mill

Někdy se stane, že se osový pohyb děrovaného kovu zastaví. Tvářený kov se vlivem rotace válců ještě otáčí, ale k vlastnímu děrování již nedochází – vznikne nedovalek s nedokončenou dírou, tzv. „trčák“. Podle výše uvedené charakteristiky je možno za nedovalek označit děrovaný kov, u kterého se z nějakého důvodu neuskutečnil druhotný záběr. Důvodem může být malá deformace před špičkou děrovacího trnu, velký osový odpor děrovacího trnu apod.

Za skutečný nedovalek bývá považován děrovaný kov, u kterého se druhotný záběr uskutečnil, ale který není proděrován po celé své délce. Příčinou vzniku nedovalku je tedy nedodržení základní podmínky děrování, kterou je možno vyjádřit vztahem (1):

$$F_0 > Q_t + Q_v \quad (1)$$

kde  $F_0$  je osová síla působící na děrovací trn,  $Q_t$  je osový odpor děrovacího trnu a  $Q_v$  osový odpor vodiček nebo opěrného válečku.

Nerovnost (1) je možno vyjádřit rovnicí (2):

$$\Delta F_0 = F_0 - (Q_t + Q_v), \quad (2)$$

kde  $\Delta F_0$  je rezerva osově složky síly působící ve směru děrování.

Velikost osově síly  $F_0$ , která se rovná tlaku kovu na děrovací trn v osovém směru, představuje pouze určitou část osově složky síly  $\Sigma F$ . Skutečná velikost osově složky síly bývá většinou větší než naměřená hodnota osově zatížení děrovacího trnu  $F_0$ . Maximální velikost osově síly  $F_{0max}$ , která je pro dané podmínky děrování osovou složkou síly  $\Sigma F$ , lze poměrně dobře zjistit z grafického průběhu silových veličin děrování v okamžiku vzniku nedoalku, to znamená v okamžiku děrování, kdy se zastavil osový posuv děrovaného kovu. V tomto případě platí vztah:

$$F_{0max} = F_0 = Q_t + Q_v. \quad (3)$$

Celková síla působící na válec  $\Sigma F$  je dána součtem sil působících na válec v jednotlivých částech pásma deformace podle vztahu:

$$\Sigma F = F_I + F_{II} + F_{III}. \quad (4)$$

Obdobně můžeme vyjádřit velikost osově síly  $F_0$ :

$$F_0 = F_{0I} + F_{0II} + F_{0III}, \quad (5)$$

kde  $F_{0I}$ ,  $F_{0II}$  je síla působící na válec v první části deformace a její osová složka,  $F_{0II}$ ,  $F_{0III}$  síla působící na válec v druhé části deformace a její osová složka a  $F_{0III}$ ,  $F_{0III}$  síla působící na válec v třetí části deformace a její osová složka.

Z uvedených rovnic je vidět, že velikost síly  $F_0$ , která při děrování působí v osovém směru na tvářený kov a zajišťuje jeho osový pohyb, je ovlivněna velikostí deformace kovu ve všech částech pásma deformace. Hodnota sil působících na válec v jednotlivých částech pásma deformace je závislá na kalibraci pracovních válců [3].

## Experiment

Vzhledem k častým vznikům nedoalků bylo nutno pro stávající kalibraci pracovních válců prověřit vliv procesních parametrů děrování ve dvouválcovém uspořádání na velikost osově síly, a to bez děrovacího trnu a s trnem, měřené jako síla v opěrném ložisku děrovací tyče.

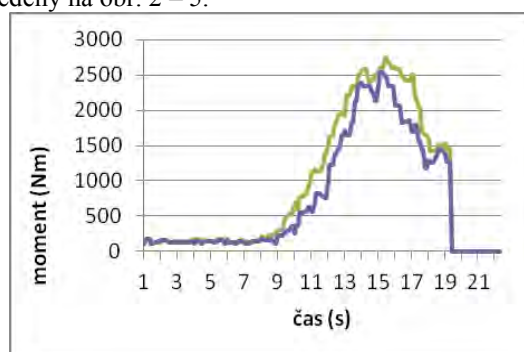
Pro samotný experiment byly jako předvalky použity válcované tyče z oceli 42CrMo4 o průměru 60 mm, nařezané na délku 150 mm, předehřáté v komorové ohřívací peci na teplotu 1250 °C. Pro měření velikosti osově síly byl standardní děrovací trn nahrazen měřicím trnem, který ve své přední části měl kruhovou dosedací plošku, rovnoběžnou s čelem válcovaného kusu. Zkoušky probíhaly za různého nastavení těchto parametrů válcování: úhel sklonu os válců  $\alpha$  (viz obr.

1), rychlost otáčení válců, průměr styčné kruhové plošky trnu přicházející do kontaktu s válcovaným materiálem (tab. 1).

Tab. 1 Nastavení parametrů válcování  
Tab. 1 Setting the parameters of rolling

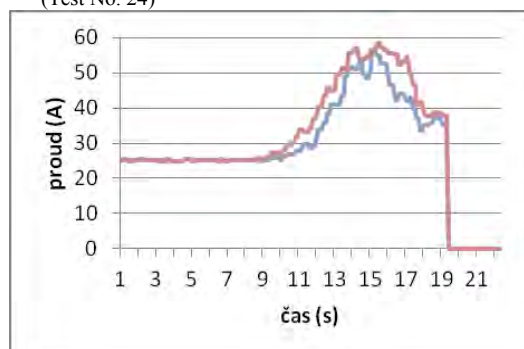
| úhel posuvu pracovních válců (°) | 3  | 6  | 9  |
|----------------------------------|----|----|----|
| rychlost otáčení válců (ot/min)  | 40 | 60 | 80 |
| průměr trnu (mm)                 | 36 | 40 | 59 |

Pro kombinaci výše uvedených parametrů (tab. 1) a jejich opakovatelnosti bylo provedeno celkem 33 zkoušek. V tab. 2 jsou uvedeny maximální hodnoty následujících snímaných veličin: krutový moment pracovních válců (Nm), proud motorů (A), celková přítlačná síla pracovních válců na předvalek (kN), síla působící na opěrné ložisko (kN). Typické průběhy jednotlivých veličin v čase během válcování jsou uvedeny na obr. 2 – 5.



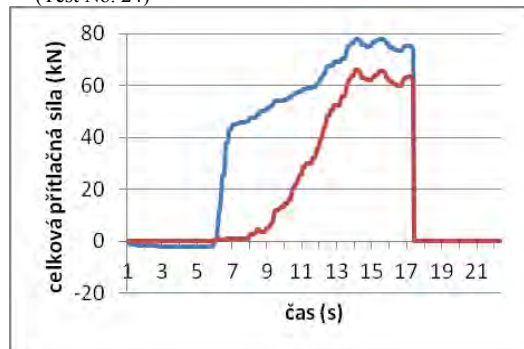
Obr. 2 Závislost točivého momentu na čase pro oba pracovní válce (zk. č. 24)

Fig. 2 Dependence of the torque on time for both work rolls (Test No. 24)



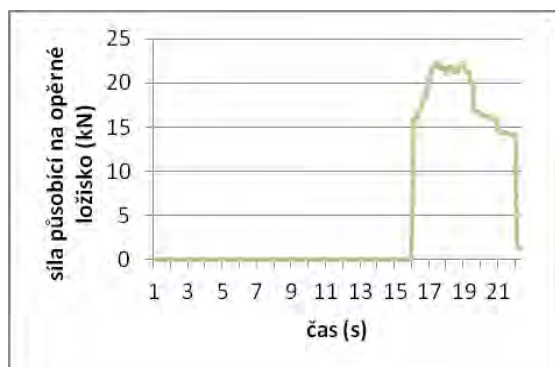
Obr. 3 Závislost proudu na čase pro oba pracovní válce (zk. č. 24)

Fig. 3 Dependence of current on time for both work rolls (Test No. 24)



Obr. 4 Závislost přítlačných sil na čase pro oba pracovní válce (zk. č. 24)

Fig. 4 Dependence of the pressure forces on time for both work rolls (Test No. 24)



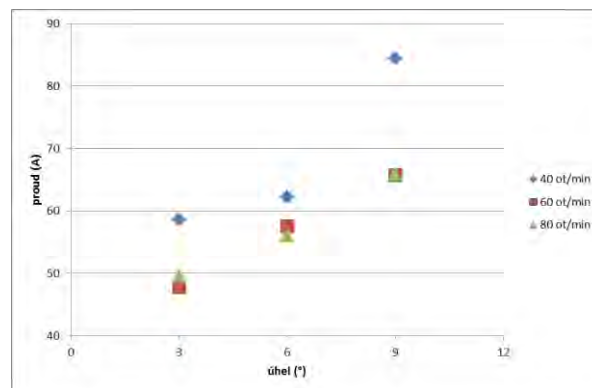
Obr. 5 Závislost síly působící na opěrné ložisko na čase (zk. č. 24)  
Fig. 5 Dependence of force acting on the piercing plug bearing on time (exp. nr. 24)

Tab. 2 Maximální hodnoty snímaných veličin  
Tab. 2 Maximum values of the scanned parameters

| poř. č. | Φ trnu | úhel | otáčky   | moment | proud | přítl. síla | opěrné ložisko |
|---------|--------|------|----------|--------|-------|-------------|----------------|
| (-)     | (mm)   | (°)  | (ot/min) | (Nm)   | (A)   | (kN)        | (kN)           |
| 9       | 36     | 3    | 40       | 2013,8 | 46,76 | 55,48       | 20,39          |
| 33      | 36     | 3    | 40       | 2695,2 | 59,22 | 78,05       | 25,56          |
| 18      | 36     | 3    | 40       | 2875,2 | 62,03 | 78,71       | 23,32          |
| 19      | 36     | 3    | 40       | 2731,5 | 57,6  | 76,69       | 20,93          |
| 5       | 40     | 3    | 40       | 1875,3 | 44,72 | 67,12       | 19,24          |
| 12      | 40     | 3    | 40       | 2874   | 61,2  | 75,92       | nezměřeno      |
| 20      | 40     | 3    | 40       | 2159,5 | 48,71 | 68,95       | 19,52          |
| 4       | 40     | 3    | 60       | 1688,5 | 41,05 | 67,28       | 22,02          |
| 11      | 40     | 3    | 60       | 1603,5 | 41,18 | 73,99       | 22,96          |
| 1       | 40     | 3    | 80       | 1239,8 | 35,48 | 65,83       | 17,26          |
| 13      | 40     | 3    | 80       | 1893,3 | 45,88 | 77,81       | 25,36          |
| 21      | 40     | 3    | 80       | 1747,1 | 43,14 | 77,06       | 23,23          |
| 7       | 40     | 6    | 40       | 2110,4 | 47,76 | 51,27       | 29,48          |
| 8       | 40     | 6    | 40       | 2140,4 | 47,9  | 52,08       | 29,88          |
| 6       | 40     | 6    | 60       | 1593,1 | 40,66 | 49,96       | 28,97          |
| 10      | 40     | 6    | 60       | 1754,4 | 42,41 | 55,19       | 37,29          |
| 2       | 40     | 6    | 80       | 1478,1 | 39,01 | 50,08       | 25,21          |
| 14      | 40     | 6    | 80       | 2226,2 | 50,84 | 80,86       | nezměřeno      |
| 22      | 40     | 6    | 80       | 2411,3 | 54,54 | 81,69       | 35,86          |
| 17      | 40     | 9    | 40       | 4093,5 | 83,03 | 82,35       | 50,3           |
| 16      | 40     | 9    | 60       | 3569,4 | 72,4  | 90,39       | 10,03          |
| 3       | 40     | 9    | 80       | 2041,8 | 46,47 | 58,27       | 40,82          |
| 15      | 40     | 9    | 80       | 3417,3 | 72,83 | 57,82       | 13,61          |
| 23      | 40     | 9    | 80       | 2595,8 | 58,79 | 85,64       | 47,01          |
| 24      | 59     | 3    | 40       | 2748,7 | 58,57 | 77,78       | 22,29          |
| 25      | 59     | 3    | 60       | 2161,1 | 47,79 | 80,13       | 18,17          |
| 26      | 59     | 3    | 80       | 2116,8 | 49,54 | 79,76       | 21,76          |
| 27      | 59     | 6    | 40       | 2930,7 | 62,18 | 81,47       | 35,3           |
| 28      | 59     | 6    | 60       | 2550,7 | 57,52 | 85,57       | 35,94          |
| 29      | 59     | 6    | 80       | 2508,8 | 56,05 | 86,42       | 33,73          |
| 30      | 59     | 9    | 40       | 4158,8 | 84,43 | 91,89       | 49,36          |
| 31      | 59     | 9    | 60       | 3123,9 | 65,74 | 90,56       | 53,73          |
| 32      | 59     | 9    | 80       | 2992,2 | 65,9  | 91,33       | 50,71          |

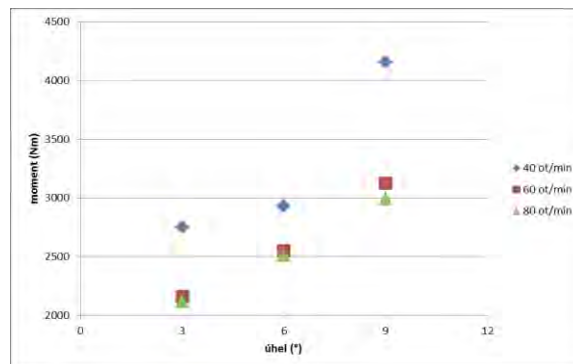
Vyhodnocením získaných dat z experimentů za použití měřicího trnu o průměru 59 mm (měření 24 – 32) lze vyvodit, že síla působící na ložisko není závislá, příp. je zanedbatelná vůči velikosti styčné plochy měřicího trnu. Dále nebyla pozorována její zásadní závislost na obvodové rychlosti pracovních válců. Jako rozhodující parametr pro velikost přitlačné síly na opěrné ložisko se jeví úhel posuvu pracovních válců (čím je úhel větší, tím je síla působící na opěrné ložisko větší). Velikost proudu a točivého momentu pracovních válců je u 40 ot/min výrazně vyšší než u 60 a 80 ot/min, kde hodnoty těchto veličin jsou si velmi podobné (obr. 6 a 7).

Hodnoty točivého momentu a proudu jsou se zvyšujícím se úhlem posuvu pracovních válců vyšší. Síla působící na opěrné ložisko není závislá na rychlosti otáčení pracovních válců. Ze zkoušených parametrů je závislá pouze na úhlu posuvu (obr. 8).



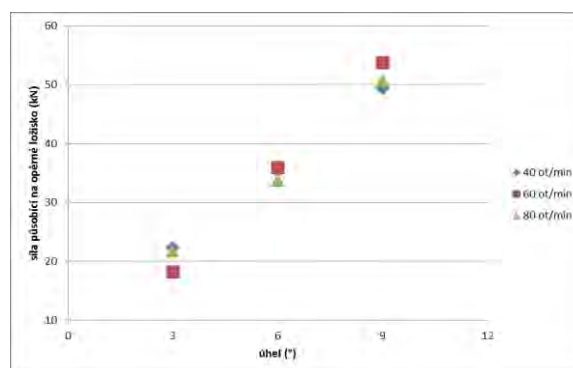
Obr. 6 Závislost proudů na úhlu posuvu pracovních válců pro zkoušky s trnem φ 59 mm

Fig. 6 Dependence of current on the transport angle of work rolls for tests with the plug φ 59 mm



Obr. 7 Závislost točivého momentu na úhlu posuvu pracovních válců pro zkoušky s trnem φ 59 mm

Fig. 7 Dependence of torque on the transport angle of work rolls for tests with the plug φ 59 mm

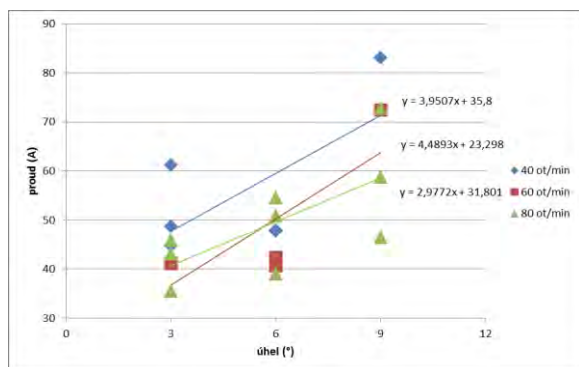


Obr. 8 Závislost síly působící na opěrné ložisko na úhlu posuvu pracovních válců pro zkoušky s trnem φ 59 mm

Fig. 8 Dependence of force on plug bearing on the transport angle of work rolls for tests with the plug φ 59 mm

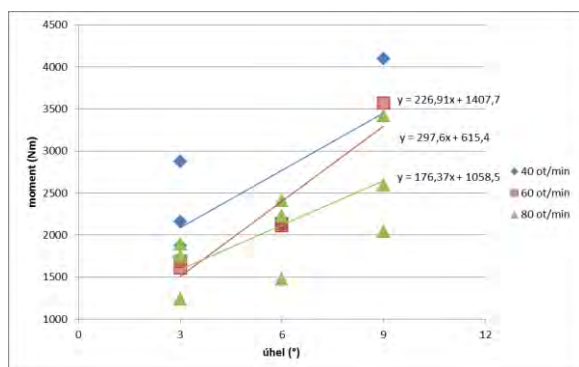
U experimentů, při kterých byl použit měřicí trn o průměru 40 mm, je u závislosti točivého momentu a proudu na úhlu posuvu pracovních válců zřejmý růst jejich hodnot v závislosti na zvyšujícím se úhlu posuvu pracovních válců. Nárůst hodnot proudu a točivého momentu v závislosti na úhlu posuvu pracovních válců

je obdobný, jak v předchozím případě. Pro lepší přehlednost byly naměřené hodnoty proloženy lineární regresí, s níž se dá lépe určit trend těchto hodnot v závislosti na rostoucím úhlu  $\alpha$  (obr. 9 a 10).



Obr. 9 Závislost proudů na úhlu posuvu pracovních válců pro zkoušky s trnem  $\phi$  40 mm

Fig. 9 Dependence of current on the transport angle of work rolls for tests with the plug  $\phi$  40 mm



Obr. 10 Závislost točivého momentu na úhlu posuvu pracovních válců pro zkoušky s trnem  $\phi$  40 mm

Fig. 10 Dependence of torque on the transport angle of work rolls for tests with the plug  $\phi$  40 mm

Předchozí zkoušky byly prováděny bez děrovacích trnů, resp. s trny kde jejich přední část byla plochá. Při běžném děrování se však používá děrovací trn špičatý, sloužící k roztažení a kalibraci vzniklé vnitřní dutiny.

Další experimenty byly tak prováděny s děrovacím trnem s křivkovou částí o  $\phi$  35 mm. Válcování probíhalo při stejných podmínkách jako v předešlých případech. Nastavení úhlu  $\alpha$  a rychlosti otáčení válců je uvedeno v tab. 3.

Výsledkem byly vyšší naměřené hodnoty u točivého momentu, proudu a přítláčné síly působící na opěrné válce. V případě síly působící na opěrné ložisko jde o hodnoty srovnatelné. V tab. 4 jsou uvedeny tyto zkoušky pod označením 211-1, 211-2 a 218-1 a jsou srovnány se zkouškami 13, 21 a 26 prováděnými bez děrovacího trnu.

Tab. 3 Nastavení parametrů válcování s děrovacím trnem  
Tab. 3 Setting the parameters of rolling with piercing plug

| zkouška                          | 218-1 | 211-1 | 211-2 |
|----------------------------------|-------|-------|-------|
| úhel posuvu pracovních válců (°) | 4     | 3,5   | 3,5   |
| rychlost otáčení válců (ot/min)  | 80    | 80    | 100   |

Tab. 4 Maximální hodnoty snímaných veličin válcování s děrovacím trnem

Tab. 4 Maximum values of the scanned parameters with piercing plug

| zkouška | moment<br>(Nm) | proud<br>(A) | přítl. síla<br>(kN) | opěrné ložisko<br>(kN) |
|---------|----------------|--------------|---------------------|------------------------|
| 218-1   | 3872           | 82,3         | 97,8                | 25,9                   |
| 211-1   | 2871           | 62,6         | 83,9                | 23,13                  |
| 211-2   | 2596           | 59,8         | 82,5                | 21,33                  |
| 13      | 1893,3         | 45,88        | 77,81               | 25,36                  |
| 21      | 1747,1         | 43,14        | 77,06               | 23,23                  |
| 26      | 2116,8         | 49,54        | 79,76               | 21,76                  |

## Závěr

Pro výrobu bezešvých trubek v praxi je důležitý takt výroby, který udává v případě Mannesmannovy technologie první operace – děrování kosým válcováním na dvouválcové stolici. Nepříznivé podmínky v první části deformačního pásma při procesu děrování mohou mít za následek rozkolísání procesu děrování nebo vedou až ke vzniku nedovalu s nedokončenou dírou. Právě jeho vznik hned v první operaci snižuje takt výroby a nepříznivě působí na povrchovou a tvarovou kvalitu vyděrovaných kusů. V rámci experimentálních prací se zaměřením na stanovení velikosti osové síly a vlivu procesních parametrů procesu děrování kosým válcováním byla provedena řada experimentů umožňujících vyhodnotit vliv jednotlivých parametrů právě na osovou sílu.

Rozptyl měřených hodnot při opakovaných zkouškách u trnu se styčnou plochou  $\phi$  40mm mohl být způsoben samotným průměrem tohoto trnu. Ten byl vzhledem k průměru vývalku výrazně menší, což mohlo zapříčinit nerovnoměrnost během styku vývalku s trnem. Toto mohlo být důvodem např. nerovnoměrného vyosení trnu vůči vývalku. Použitím měřicího trnu o styčné ploše  $\phi$  59 mm byly tyto vlivy eliminovány, což se projevilo na měřených veličinách až do té míry, že se daly odvodit z průběhu předchozích zkoušek.

Primární vliv na velikost osové síly má úhel sklonu os válců, který pro danou kalibraci pracovních válců ukazuje na možnosti a omezení technologie s takovými válci. Pro zlepšení záběrových možností je vždy možno následně zasáhnout do kalibrace pracovních válců. Velikost osové síly laboratorní stolice bude následně stanovena také pro trojválcové uspořádání, kde je možno uplatnit výsledky i pro využití trojválcových zařízení pro netradiční válcování k získání ultrajemné mikrostruktury pomocí kombinace kosého válcování a metody protlačování ECAP [4].

*Tato práce vznikla při řešení projektu č. MPO ČR TIP FR-TI3/374 „Výzkum a vývoj progresivních legovaných materiálů při výrobě bezešvých trub válcovaných za tepla pro oblast energetického strojírenství“.*

#### Literatura

- [1] UNUCKA, P.: Laboratorní zařízení pro výzkum technologických procesů válcování bezešvých trubek. *Hutnické listy*, roč. LXV, 2012, č. 6, s. 48-52
- [2] KOLLEROVÁ, M. a kol.: *Valcovanie*. Bratislava: ALFA, 1991
- [3] SNÁŠEL, M.: Vznik nedoalků při výrobě dutých polotovarů děrováním kosým válcováním. *Hutnické listy*, roč. XXXVIII, 1983, č. 7, s. 476-479
- [4] NAIZABEKOV, A., LEZHNEV, S., ARBUZ, A.: Combined Process of Helical Rolling with Equal-Channel Angular Pressing. In. *Metal 2013*, Brno: Tanger, 2013

VYSOKÁ ŠKOLA BÁŇSKÁ - TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA  
Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství  
Katedra metalurgie a slévárenství

POLITECHNIKA ŚLĄSKA  
Instytut Technologii Metali

TECHNICKÁ UNIVERZITA V KOŠICIACH  
Katedra metalurgie železa a slévarensťstva



XXIV. INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE

## IRON AND STEELMAKING

22.10. - 24. 10. 2014

Hotel DUO, Horní Bečva, Beskydy

#### Zaměření konference

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

Teoretické zákonitosti metalurgických procesů  
Technologie výroby a zpracování surového železa  
Technologie výroby a zpracování oceli  
Modelování metalurgických pochodů  
Ekologické aspekty výroby surového železa a oceli

#### Termíny

do 30. 6. 2014 - zaslání závažné přihlášky na konferenci s názvem referátu  
do 9. 9. 2014 - platba konferenčního poplatku bankovním převodem  
do 22. 9. 2014 - zaslání referátu v podobě "camera ready"



#### Konferenční poplatek

7400,- Kč - účastníci z České republiky  
300,- EUR - účastníci ze zahraničí

V ceně je zahrnuto ubytování, stravné, sborník, Wellness - vstup do "saunového" světa

Registrace, platby, termíny, doprava, ubytování a informace

<http://www.fmml.vsb.cz/iasm2014>



Hlavní partner

**TŘINECKÉ ŽELEZÁRNY**

## Vplyv napät'ovo-deformačnej charakteristiky zvarového spoja na celkovú tvárnitosť laserom zváraných polotovarov

### Influence of Stress-strain Characteristic of Laser Weld Join on the Total Formability of Tailored Welded Blanks

Ing. Schrek Alexander, PhD.<sup>1</sup>, Ing. Činák Michal<sup>1</sup>, prof. Ing. Pavol Švec, PhD.<sup>1</sup>, doc. Ing. Kostka Peter, PhD.<sup>1</sup>, Ing. Veronika Gajdošová<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Slovenská technická univerzita v Bratislave, Strojnícka fakulta, ÚTM, Pionierska 15, 831 02 Bratislava, Slovenská republika

*Kombinácia rôznych mechanických vlastností v zváraných polotovaroch sa pri tvárnení prejavuje nerovnomerným plastickým tokom a nestabilitou zvarového rozhrania. Tá je najvýraznejšia pri kombinácii plechov rôznej hrúbky alebo plechov s výrazne odlišnými plastickými charakteristikami. Táto nerovnomernosť bola pozorovaná aj pri polotovaroch, ktoré pozostávali z rovnako hrubých plechov jedného materiálu, ale mali rôznu orientáciu textúry po valcovaní. Pri skúmaní tvárnosti takýchto polotovarov boli realizované simulácie overované reálnymi experimentmi hlbokého ťahania nádoby obdĺžnikového tvaru. Keďže vplyv rôznej orientovanej textúry bol málo výrazný, bolo potrebné posúdiť vplyv tvárnej charakteristiky zvarového kovu na celkovú tvárnitosť.*

**Kľúčové slová:** hlboké ťahanie, zváraný prístrih, zvarové rozhranie, simulácia

*Formability of the tailor-welded blanks is in comparison with the simple blanks worse. Combination of different mechanical properties resulted during the forming process in non-uniform plastic flow and instability of the weld line interface. The most significant effect of this instability is observed in the tailored blanks composed of sheet metals of different thicknesses or sheet metals of significantly different plastic characteristics. In the case of combination of different planar orientation of the same sheet metals of the same thickness the instability was observed too, although it was small. During examination of formability of these blanks many simulations were performed, which were verified by real experiments of deep-drawing of rectangular box. As the influence of different rolling texture orientation was not significant, it was necessary to investigate the influence of plastic characteristic of the weld material on the overall formability. In this study tailor welded blanks were prepared by solid laser welding. They consisted of the same duplex steel HCT600X of equal thickness, but with different directions of rolling and planar anisotropy. Precision of different weld interface modeling was investigated by comparison of the deep-drawing simulation with the real deep-drawn part. The aim was to achieve more precise results by means of plastic characteristic of the weld metal. In contrary, the simplest weld interface definition used in commercial software proved to be the most precise. More complex models of weld interface need to be defined not only by means of simple true stress - true strain curve.*

**Key words :** deep-drawing, tailor-welded blank, weld interface, simulation

Konštrukcia karosérie automobilov je v súčasnosti spätá s čoraz väčším podielom výliskov vyrobených z kombinovaných polotovarov. Pre úsporu hmotnosti, zvýšenie tuhosti a bezpečnosti karosérie tieto polotovary pozostávajú z plechov rôznych hrúbok alebo rôznych pevnostno-deformačných vlastností. Výlisky sú vyrábané z polotovarov, ktorých časti sú vzájomne spojené laserovým zváraním. Do konečnej podoby dielca karosérie sú lisované operáciami plošného tvárnenia [1, 2].

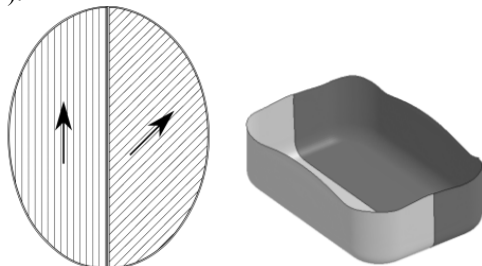
Použitie kombinovaných polotovarov umožňuje minimalizovať hmotnosť pri zachovaní nárazovej bezpečnosti, dosiahnuť vyššiu využiteľnosť materiálu, znížiť náklady na operácie spájania. Pri tvárnení kombinovaných polotovarov vzniká rad problémov

najmä pri operáciách ťahania. Kombinované polotovary disponujú celkovo zníženou tvárnosťou. Hoci laserom vyhotovený zvar dokáže preniesť plastické pretvorenie, kvalita výliskov je výrazne ovplyvnená nerovnomernosťou plastického toku. Táto nesúmernosť pri plastickom pretvorení pochádza z rozdielnosti vlastností materiálov, z ktorých je polotovar zvarovaný [1, 3-5].

### 1. Experiment

Vo zváraných polotovaroch sa môžu vyskytnúť kombinácie plechov s rôznou orientáciou smerov valcovania a pri plechoch s výraznou plošnou anizotropiou nemôže byť táto orientácia zanedbaná. Aby bol tento vplyv izolovaný, výskum bol realizovaný

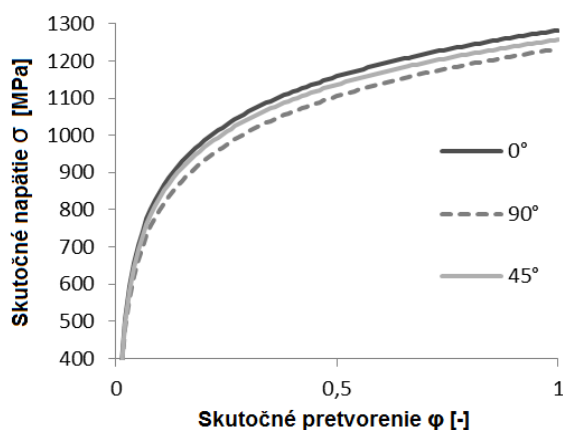
na prístrihoch, ktoré pozostávali z rovnakého materiálu HCT600X, rovnakej hrúbky 1,2 mm, ale rôznej rovinnej orientácie textúry po valcovaní. Tvar prístrihu bol optimalizovaný programom DYNAFORM a korešponduje s tvarom nádoby obdĺžnikového tvaru (obr. 1).



Obr. 1 Zváraný polotovár s kombináciou rôznych smerov valcovania plechov a výtlačok obdĺžnikovej nádoby

Fig. 1 Tailor-welded blank with combination of different planar orientation of sheet metals and deep-drawn rectangular box

Proces hlbokého ťahania týchto zváraných prístrihov bol analyzovaný počítačovou simuláciou prostredníctvom LS-Dyna ako súčasť programu DYNFORM. Presnosť simulácie je závislá najmä na správnej definícii materiálového modelu použitej ocele HCT600X. Anizotropia materiálu bola v zvolenom materiálovom modeli definovaná pomocou troch kriviek základného pretvárného odporu (obr. 2) a troch koeficientov normálovej anizotropie, teda pre hodnotiace smery 0°, 45° a 90° vzhľadom na smer valcovania. Krivky a koeficienty normálovej anizotropie „r“ boli získané výpočtom z nameraných parametrov zo statických skúšok v ťahu.

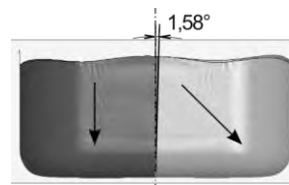


Obr. 2 Extrapolované krivky základného pretvárného odporu ocele HCT 600X pre rôzne smery vzhľadom na smer valcovania

Fig. 2 Extrapolated true stress curves of HCT600X for different planar directions

Namerané a vypočítané hodnoty koeficientov normálovej anizotropie boli 0,750 pre smer 0°; 0,881 pre smer 45° a 0,862 pre smer 90° vzhľadom na smer valcovania.

Komerčný softvér ponúka automatický nástroj na simulovanie tvárnenia zváraných polotovarov. Rozhranie dvoch častí polotovaru je spojené vytvorením pevných dvojíc uzlových bodov, ktoré sa počas tvárnenia neoddeľujú a simulačný model prístrihu sa správa ako zvarový. Pevnosť spoja je možné obmedziť kritériom maximálneho efektívneho napätia, po ktorého prekročení je pevná väzba medzi uzlovými bodmi zrušená.



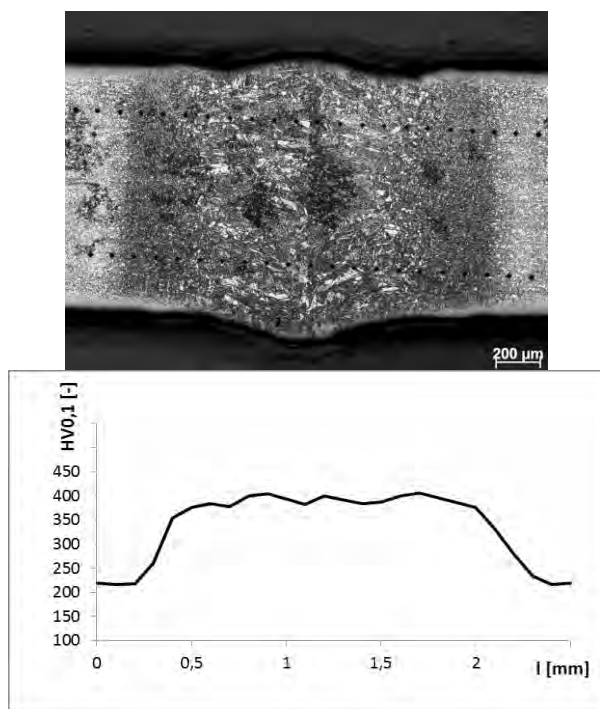
Obr. 3 Porovnanie vychýlenia zvarového spoja; hore a vľavo - simulácia s jednoducho definovaným zvarovým rozhraním; vpravo - reálny výtlačok

Fig. 3 Comparison of the weld line deviations; left - simulation with simply defined weld interface; right - real deep-drawn part

Model s takto jednoducho definovaným zvarovým rozhraním v simulácii dokazoval jemné vychýlenie čiary rozhrania o 1,58° smerom k vyššiemu cípu výtlačku, a to na stranu s plechom pootočením 45°. Charakter vychýlenia sa zhodoval s reálnym výtlačkom. Zvar sa vychýlil tiež na pravú stranu výtlačku, kde bola orientácia smeru valcovania plechu polotovaru pod uhlom 45° k zvarovému rozhraniu (obr. 3). Veľkosť skutočnej výchylky bola približne 1°.

Keďže asymetria zváraného polotovaru pozostáva iba z rozdielného pootočenia plechov a v porovnaní s polotovarmi rozdielných hrúbok je vychýlenie zvaru výrazne miernejšie, predmetom ďalšej analýzy bolo, aký vplyv v simulačnom modeli zohráva samotné zvarové rozhranie, a či nie je potrebné toto rozhranie definovať komplexnejšie.

Na dosiahnutie tohto cieľa bola do simulačného modelu zváraného polotovaru zahrnutá oblasť zvaru s jej vlastnou materiálovou, napäťovo-deformačnou charakteristikou. Pre potreby hlbokého ťahania je to krivka základného pretvárného odporu.



Obr. 4 Priebeh mikrotvrdości priečne na zvar dvoch plechov z ocelí HCT600X hrúbky 1,2 mm

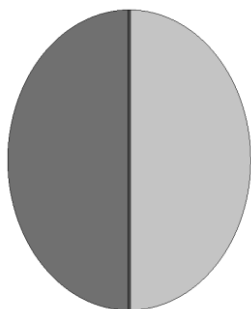
Fig. 4 Evolution of microhardness across the weld joint of two sheets made of the steel HCT600X 1.2 mm

## 2. Stanovenie mechanických vlastností zvarového spoja

Z priebehov mikrotvrdości (obr. 4), ktoré boli namerané priečne na zvar, bolo pozorované 50 – 80% zvýšenie tvrdości vo zvarovom kove oproti základnému materiálu.

Zo súvislosti medzi tvrdoťou a pevnosťou boli do simulačného modelu zadané napäťové parametre materiálu zvaru, ktorého pevnosť aj krivka základného pretvárneho odporu nadobudli o 50 % vyššie hodnoty, ako základného materiálu HCT600X.

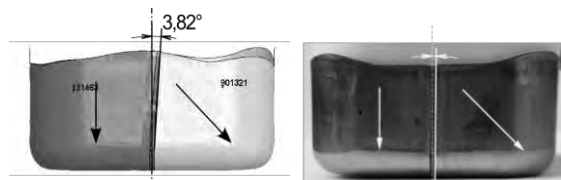
Na rozdiel od komerčného softvéru, pre presnejšiu formuláciu vlastností zvarového rozhrania bol v tomto prípade materiál zvaru v modeli zastúpený pásmom šírky 1,5 mm, čo zodpovedá šírke pretaveného kovu (obr. 5).



Obr. 5 Tvar prístrihu s pásmom zvarového kovu o šírke 1,5 mm

Fig. 5 Shape of the blank with band of weld metal 1.5 mm wide

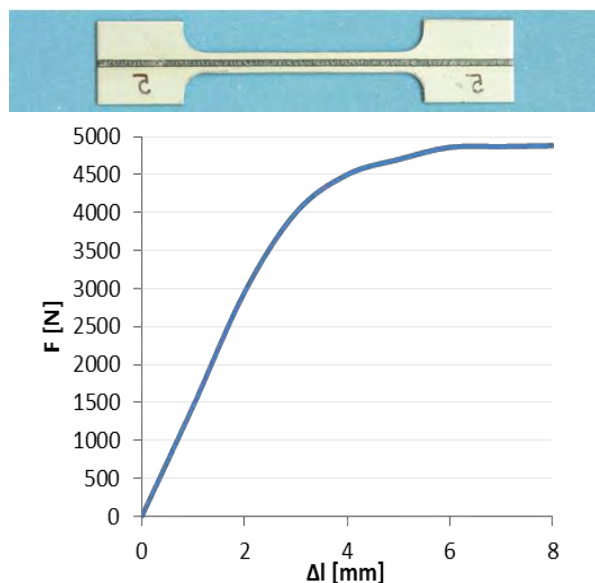
Na obr. 6 je simulované vychýlenie zvarového rozhrania v hodnote  $3,82^\circ$  od zvislej osi. V porovnaní s reálnym výliskom je v zhode iba smer vychýlenia. Veľkosť vychýlenia je však výrazne vyššia, čo naznačuje, že tento simulačný ani materiálový model nie je presný. Bola zanedbaná zmena plastických vlastností zvaru a teplom ovplyvnenej zóny.



Obr. 6 Porovnanie vychýlenia zvarového spoja; vľavo - simulácia s definovaným zvarovým rozhraním; vpravo – reálny výťažok

Fig. 6 Comparison of the weld line deviations; left – simulation with the defined weld interface; right – real deep-drawn part

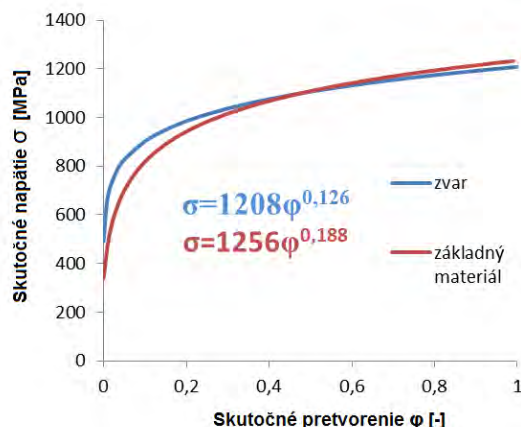
Ďalší skúmaný simulačný model preto obsahoval oblasť zvaru aj s teplom ovplyvnenou zónou, s celkovou šírkou 5 mm. Pre získanie plastickej charakteristiky tohto pásma boli zhotovené vzorky s pozdĺžne orientovaným zvarom, prechádzajúcim stredom meraného drieku vzoriek, ktoré boli podrobené statickej skúške v ťahu podľa STN-EN 10002 – 1 (obr. 7).



Obr. 7 Vzorka s pozdĺžnym zvarom a záznam z jej trhacej skúšky

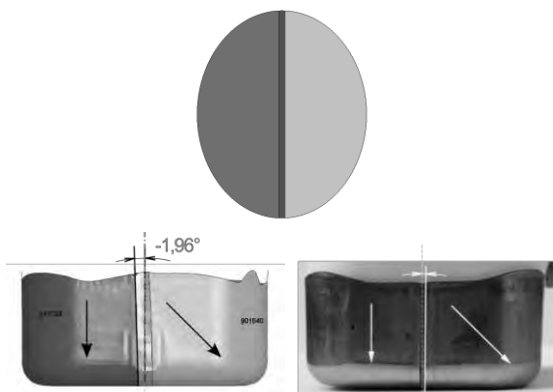
Fig. 7 Specimen with longitudinal weld and its tensile test diagram

Krivky základného pretvárneho odporu vstupného základného materiálu a materiálu zvarového spoja boli získané spracovaním údajov piatich meraní zo statických skúšok v ťahu (obr. 8) a boli použité ako vstupné parametre pre simulácie.



Obr. 8 Extrapolované krivky základného pretvárného odporu zvaru a základného materiálu

Fig. 8 Extrapolated true stress – true strain curves of the weld metal and base material



Obr. 9 Porovnanie vychýlenia zvarového spoja; vľavo - simulácia s definovaným zvarovým rozhraním; vpravo – reálny výťažok

Fig. 9 Comparison of the weld line deviations; left – simulation with the defined weld interface; right – real deep-drawn part

Na obr. 9 je zobrazené výsledné porovnanie simulovaného vychýlenia zvarového rozhrania v porovnaní s reálnym výlískom. Pásмо zvarového spoja v simulácii sa vychýľuje do opačnej strany, ako v prípade reálneho výlísku. Navyše v rohovej časti obdĺžnikového výlísku na strane s pootočenou orientáciou valcovania sa vyskytol výrazný cíp. V tejto časti výlísku je textúra orientovaná tangenciálne na pôdorysné zaoblenie výťazku. Implementácia takto

definovaných vlastností zvarového spoja do simulačného softvéru výrazne ovplyvňuje výsledky simulácie citlivé na orientáciu textúry po valcovaní. V porovnaní s predošlými modelmi je zjavné, že tento model je v úplnej nezhode s reálnym experimentom.

## Záver

Analýzami viacerých simulačných modelov zvarových spojov použitých pri simuláciách technologického procesu hlbokého ťahania bolo zistené, že jednoduchý spôsob modelovania zvarového rozhrania tak, ako je implementovaný v komerčnom softvéri, je dostatočne presný v porovnaní s reálnym stavom pri tvárnení zložených polotovarov.

Na základe výrazných odchýlok od reálneho experimentu možno predpokladať, že komplexnejšie popisovanie zvarového spoja vyžaduje definovanie vlastností zvaru aj pomocou iných prístupov, nie len na základe napäťovo-deformačných charakteristík.

## Pod'akovanie

*Táto práca bola podporovaná Agentúrou na podporu výskumu a vývoja na základe Zmluvy č. APVV-0281-12. Príspevok vznikol s podporou Grantovej agentúry MŠSR VEGA s registračným číslom 1/0149/13.*

## Literatúra

- [1] SCHMIDT, K.: Growing sheet metal stamping blanks. *Metal Forming*, September 1991, s. 43-46
- [2] ALEX A. KONIECZNY, Dual phase steel applications in tailor – welded blank technology. United States Steel Corporation, [www.autosteel.org](http://www.autosteel.org)
- [3] MERKLEIN M., JOHANNES M., LECHNER M., KUPPERT A.: A review on tailored blanks–Production, applications and evaluation. *Journal of Materials Processing Technology*, 214 (2014) s. 151– 164
- [4] SLOTA J., JURČIŠIN M., SPIŠÁK E.: Experimental and numerical analysis of local mechanical properties of drawn part. *Key Engineering Materials*, 586 (2014) s. 245-248
- [5] RACZ W., STACHOWICZ F., PIEJA T.: Aspects of verification and optimization of sheet metal numerical simulations process using the photogrammetric system. *Acta Metallurgica Slovaca*, 19 (2013) s. 51-59

## Jednorázové výdaje zväčšujú ztrátu u koncernu Outokumpu

Stahl Aktuell

30. 4. 2014

Finský ocelársky koncern Outokumpu vyrábějící ušlechtilou ocel zvýšil svou ztrátu EBIT v prvním čtvrtletí 2014 na 188 mil. Eur z 87 mil. Eur ve stejném čtvrtletí předcházejícího roku. Ztrátu zavinily především jednorázové náklady 140 mil. Eur a ztráty 3 mil. Eur při udržování skladových zásob výchozích surovin. Jednorázové náklady sloužily především zvýšení rentability koncernu. Roli zde hrála především restrukturalizace v Německu a plánované uzavření švédského závodu Kloster. Obrat šel dolů v ročním srovnání z 1,867 mld. Eur na 1,617 mld. Eur. Situaci za celý rok 2014 však firma vidí mírně optimisticky, protože poptávka by se měla postupně zvýšit.

## Počítačové modelování metalurgických vlastností za tepla válcovaných důlních výztuží

### Computer Model of Metallurgical Properties of Hot Rolled Mining Reinforcements

Ing. Pavel Šimeček, Ph.D.<sup>1</sup>, Ing. Zdeněk Vašek, Ph.D.<sup>2</sup>, Ing. Daniel Hajduk, Ph.D.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ITA, spol. s r. o. Martinská 6, 709 00 Ostrava 9, Česká republika

<sup>2</sup>ArcelorMittal Ostrava, a. s., Vratimovská 689, 707 02 Ostrava, Česká republika

*Príspevek seznamuje s teoretickými základy a algoritmy metalurgického výpočtového modelu MetaCool, který byl vytvořen pro predikování mechanických vlastností ocelí po tepelném zpracování. Tento fyzikální model počítá finální mechanické vlastnosti ocelí (tvrdost, mez pevnosti, mez kluzu), ochlazovaných z austenitického stavu. ARA-diagramy jsou modelem počítány z chemického složení oceli a na základě podmínek austenitizace. Výpočtový model MetaCool může být ve formě statické knihovny přilinkován k programům pro off-line počítačové simulace nebo monitorování technologií tepelného zpracování nebo řízeného ochlazování různých ocelových výrobků. Príspevek uvádí příklady takových technologických implementací společně s výsledky simulací procesu ochlazování důlních výztuží pomocí programu THCool.*

**Klíčová slova:** počítačové modelování, predikce metalurgických vlastností oceli, tepelné zpracování, důlní výztuže

*The paper presents theoretical aspects and basic algorithms of the metallurgical software tool developed for prediction of mechanical properties of steel after heat treatment together with results of software verification and an example of its implementation. Mentioned physical-based metallurgical model MetaCool calculates microstructure shares and final mechanical properties (hardness, ultimate tensile strength and yield stress) of steels cooled from pure austenitic state. Particular steps of the algorithm are described as the CCT-diagram predictor, models describing kinetics of austenite transformation and calculation of final mechanical properties of steel after hardening and subsequent tempering if requested. CCT-diagrams are predicted from chemistry of steel and conditions of its austenitizing. The comparison of predicted and measured mechanical properties of heat treated bars of various diameters and grades 4330V and 4130 are attached. The MetaCool library can be linked to various off-line process simulation software or process monitoring systems created to design or control heat treatment or accelerated cooling technologies of various steel products. One example of such technological implementation developed for off-line computer simulation of cooling of special profiles from exit rolling temperature is presented (THCool Software). THCool contains 2D-FEM heat transfer model that enables to calculate cooling curves for various types of special profiles cooled under various cooling conditions on the cooling bed directly after rolling. Temperature calculations are coupled with metallurgical predictions using executive functions from the MetaCool library.*

**Key words:** computer model, mechanical properties prediction, steels, heat treatment, mining reinforcements

Zvyšující se požadavky na kvalitu výstupů nutí výrobce oceli zavádět do standardní výroby stále více sofistikované technologie a systémy řízení metalurgické výroby. Metalurgické výpočtové modely jsou již nedílnou součástí jak procesních simulací, tak i řídicích systémů, kde poskytují informace o chování ocelí při deformaci a následném ochlazení, a umožňují tak předvídat mechanické vlastnosti finálního produktu.

Metalurgické výpočtové modely lze rozdělit do těchto základních úrovní:

- Off-line Metalurgické Simulátory - programy, které umožňují studovat vlivy technologických parametrů na metalurgickou kvalitu finálního výrobku [1, 2].

- Metalurgické Monitorovací Systémy – programy propojené se systémem řízení procesu, které poskytují predikce metalurgických vlastností vycházející ze skutečných provozních údajů [3].
- Metalurgické Řídicí Moduly – programy poskytující informace pro nastavení parametrů ochlazovacích zařízení tak, aby bylo dosaženo požadovaných mechanických vlastností finálního výrobku [4].

Nezbytnou součástí každého z těchto softwarových nástrojů je, pokud možno, jednoduchý a rychlý Metalurgický model, který umožňuje rychlé řešení přímé úlohy tepelného zpracování, tedy výpočet mikrostruktury a mechanických vlastností po ochlazení a případném popuštění pro předepsané chemické složení

oceli, vlastnosti výchozího austenitu a konkrétní ochlazovací křivku. Seznámení s teoretickými aspekty tohoto pojetí Metalurgického modelu společně s ukázkou off-line simulačního programu THCool určeného pro výpočty ochlazování důlních výztuží z doválcovací teploty na chladníku byly motivací tohoto příspěvku.

## 1. MetaCool – základy metalurgického modelu

Ačkoli se technologie zpracování oceli mohou lišit, fyzikální pozadí probíhajících metalurgických procesů je podobné. Tento fakt se stal základem myšlenky pro vytvoření technologicky nezávislého metalurgického modelu s názvem MetaCool [5]. MetaCool je knihovna funkcí (napsaná v programovacím jazyce C) s čistě fyzikálním datovým rozhraním na vstupu (chemické složení, teplota, čas, deformace) i na výstupu (mikrostruktura, tvrdost, mez kluzu, mez pevnosti). Takto obecně postavená knihovna se pak může jednoduše stát výpočtovým modulem řady programů pro simulace nebo řízení konkrétních technologických procesů.

MetaCool je rozdělen vnitřně celkem do 17 skupin oceli a pokrývá oceli s množstvím uhlíku od 0,08 do 0,6 % s omezením celkového součtu legujících prvků na max. 10 %. Přiřazení oceli s konkrétním chemickým složením do odpovídající skupiny se provádí automaticky a výpočtové algoritmy jsou pro každou skupinu odlišné.

### 1.1 Výpočtový model ARA-diagramu

Model ARA-diagramu se skládá z vodorovných čar (významné teploty  $A_{c3}$ ,  $A_{cl}$ ,  $M_s$ ) a křivek (nesymetrické paraboly) stanovených na základě času a teploty jejich významných bodů (nos, horní a dolní větev).

Pozice čar a křivek byla získána z publikovaných ARA-diagramů a byla zpracovávána odděleně pro každou skupinu oceli s použitím regresní analýzy. Pro aproximaci časových a teplotních souřadnic definičních bodů čar a křivek ARA-diagramu byly použity následující funkce:

$$T_{struct}^0(PT) = A_0 + \sum_i A_i \cdot c_i \quad (1)$$

$$S_{struct}^0(PT) = \exp[(B_0] + \sum_i B_i \cdot c_i) \quad (2)$$

kde  $S_{struct}^0(PT)$ ,  $T_{struct}^0(PT)$  je čas a teplota význačného bodu, index *struct* rozlišuje typ start a finish křivky,  $A_0$ ,  $B_0$ ,  $A_i$ ,  $B_i$  jsou regresní koeficienty a  $c_i$  je procentuální obsah legujícího prvku (i).

Model zohledňuje také mikrostrukturu počátečního austenitu, zejména jeho velikost zrna a zbytkové

deformace. Hodnoty těchto fyzikálních veličin posouvají křivkami ARA-diagramu v čase. Tento vliv je v modelu popsán pomocí následující rovnice:

$$Sx = Sox \cdot As \cdot \exp((-Bx + Cs \cdot Ceq) \cdot \epsilon_R) \cdot d_{\alpha}^{DS} \cdot \exp(Es \cdot MICRO) \cdot \epsilon_R^{\frac{1}{3}} \cdot \exp(Fx \cdot B) \quad (3)$$

kde  $Sx$  a  $Sox$  jsou časy posunutého a původního nosu,  $As$ ,  $Bs$ ,  $Cs$ ,  $Ds$ ,  $Es$ ,  $Fs$  jsou konstanty,  $Ceq$  je uhlíkový ekvivalent,  $d_{\alpha}^{DS}$  je velikost austenitického zrna v  $\mu m$ ,  $\epsilon_R$  je jeho zbytková deformace,  $B$  je obsah bóru a  $MICRO = V + Nb + Ti$ .

### 1.2 Teplotní křivka a kinetika transformace

MetaCool předpokládá chladicí křivku jako sekvenci dvojic (čas, teplota), která nemusí být rovnoměrně klesající. Transformační kinetika difúzních procesů je v modelu popsána Avramiho rovnicí (4), která byla upravena pro případy ochlazovacích křivek s proměnlivou rychlostí ochlazování:

$$X(t, T) = X_{\gamma} \cdot (1 - \exp(-k(T) \cdot t^{n(T)})) \quad (4)$$

kde parametry  $k(T)$  a  $n(T)$  závisí na rychlosti ochlazování,  $t$  je čas a  $X_{\gamma}$  je podíl netransformovaného austenitu. Pomocí rov. (4) je počítán obsah feritu, perlitu a bainitu v souladu s průsečíky ochlazovací křivky s jednotlivými křivkami ARA-diagramu.

Pro výpočet obsahu martenzitu, jehož kinetika nezávisí na čase, používá model standardní Koistinen-Marburger rovnici (5):

$$X_m(T) = (1 - \exp(-b(TMs - T)^n)) \cdot X_{\gamma} \quad (5)$$

kde  $b$ ,  $n$  jsou konstanty,  $TMs$  je teplota Martenit start a  $X_{\gamma}$  je podíl netransformovaného austenitu.

### 1.3 Výpočet mechanických vlastností

Základním krokem pro výpočet finálních mechanických vlastností oceli při teplotě 20 °C je výpočet tvrdosti  $HV$ . Tvrdost  $HV$  po kalení byla stanovena pomocí regresní analýzy pro násadovou funkci (6), kde  $c_i$  je procento legujícího prvku (i),  $X_{struct}$  je obsah jednotlivých fázových, příp. mikrostrukturních složek v % a  $C0$ ,  $Di$ ,  $Ei$ ,  $Fi$  a  $Gi$  jsou konstanty:

$$HV = C_0 + X_F \cdot \sum_i D_i \cdot c_i + X_P \cdot \sum_i E_i \cdot c_i + X_B \cdot \sum_i F_i \cdot c_i + X_M \cdot \sum_i G_i \cdot c_i \quad (6)$$

Zatímco vztah mezi tvrdostí a mezi pevností v tahu je dobře znám, výpočet meze kluzu je obtížnější. Kromě hodnot z regresní analýzy zahrnuje model pro výpočet

meze kluzu i vliv velikosti feritického zrna *da* ve tvaru Hall-Petchovy rovnice, dále vliv rychlosti ochlazování *CR* a obsahy jednotlivých strukturních složek *Xstruct*:

$$Re = f \left( d_{\alpha}, CR, X_F, \sum (X_P + X_B + X_M) \right) \text{ [MPa]} \quad (7)$$

Mechanické vlastnosti po popouštění se počítají z chemického složení oceli  $c_{(i)}$  podle rovnice (8) na základě regresní analýzy HV tvrdosti jednotlivých fázových, příp. mikrostrukturních podílů pro různé teploty popouštění  $T_{temp}$ , ale jednotný čas popouštění 3 hodiny:

$$HVx_3 = \left\{ \sum_i R_{(i)} \cdot c_{(i)} \right\}_{T_{temp}, 3hrs} \quad (8)$$

Pro výpočet ekvivalentního teplotního režimu při popouštění s různými dobami a teplotami popouštění používá metalurgický model standardní Hollomon-Jaffe parameter  $Hp$ :

$$Hp = (T_{temp} + 273,15) * (C + \log t_{temp}) / 1000 \quad (9)$$

kde  $C$  je konstanta v rozmezí od 15 do 21.

## 2. Verifikace metalurgického modelu

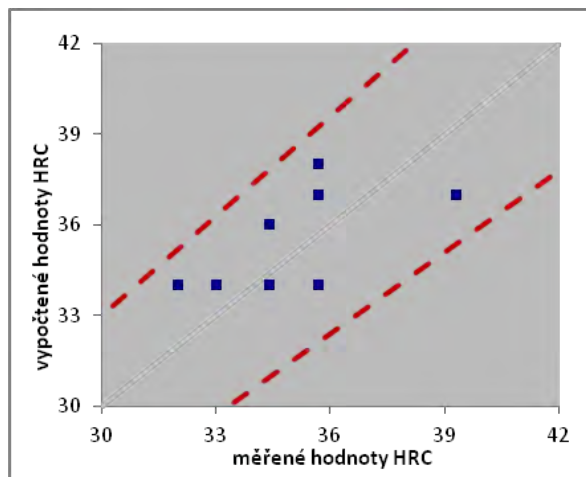
Jako ukázka schopnosti a přesnosti metalurgického modelu MetaCool predikovat metalurgické vlastnosti oceli jsou dále uvedeny výsledky výpočtů mechanických vlastností tepelně zpracovaných tyčí a jejich porovnání s naměřenými hodnotami (obr. 1 – obr. 5) [6].

- 9 tyčí průměrů 135 – 255 mm, AISI 4330V, kaleno do vody a popouštěno na teplotu 620 °C (výdrž 60 – 540 min)

Tab. 1 Chemické složení oceli 4330V[h.m. %]

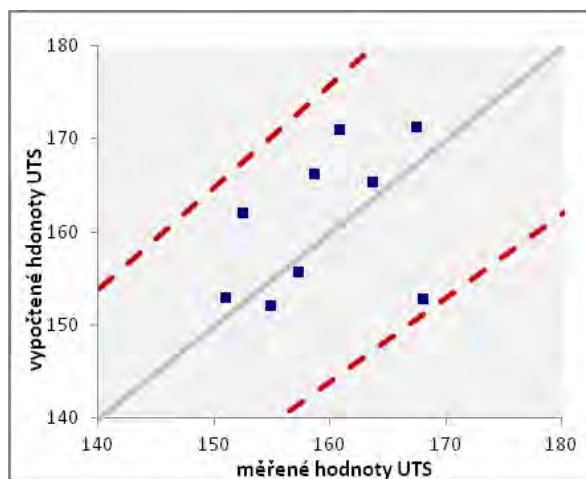
Tab. 1 Chemistry of the steel grade 4330V[wt. %]

| C    | Mn   | Si   | Cr   | Ni   | Mo   | V    |
|------|------|------|------|------|------|------|
| 0,32 | 0,83 | 0,29 | 0,86 | 1,87 | 0,45 | 0,06 |



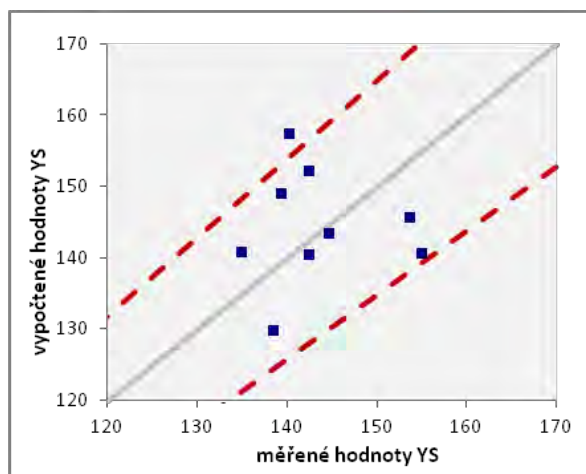
Obr. 1 Srovnání měřených a vypočtených hodnot tvrdosti HRC pro tyče z oceli 4330V

Fig. 1 Comparison of measured and predicted HRC hardness for bars of the steel grade 4330V



Obr. 2 Srovnání měřených a vypočtených hodnot meze pevnosti v tahu pro tyče z oceli 4330V

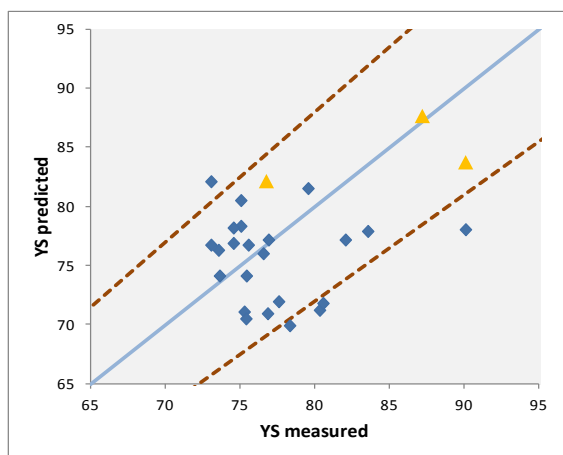
Fig. 2 Comparison of measured and predicted ultimate tensile strength for bars of the steel grade 4330V



Obr. 3 Srovnání měřených a vypočtených hodnot meze kluzu oceli 4330V

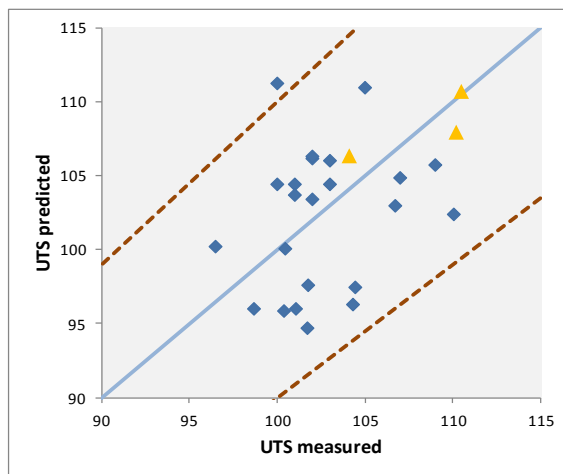
Fig. 3 Comparison of measured and predicted Yield stress for bars of the steel grade 4330V

- 23 tyčí průměrů 80 – 380 mm, AISI 4130, kaleno do vody a popuštěno na teplotu 650 – 700 °C (výdrž 60 – 680 min):



Obr. 4 Srovnání měřených a vypočtených hodnot meze kluzu tyčí z oceli 4130

Fig. 4 Comparison of measured and predicted Yield Stress for bars of the steel grade 4130



Obr. 5 Srovnání měřených a vypočtených hodnot meze pevnosti v tahu tyčí z oceli 4130

Fig. 5 Comparison of measured and predicted ultimate tensile strength for bars of the steel grade 4130

### 3. Program THCool – výpočtové modelování ochlazování TH profilů

Důlní ocelové výztuže jsou válcovány za tepla na profilové válcovací trati. Sortiment válcovaných důlních ocelových výztuží zahrnuje profily P28, K21 a K24, a profily TH16,5 – TH36. Jako vstupní materiál je k válcování používán plynule litý předlitek o rozměrech 180x180 mm, čímž je dosahováno celkového prodloužení profilu během tváření profilu za tepla v rozsahu 7,1 – 15,2.

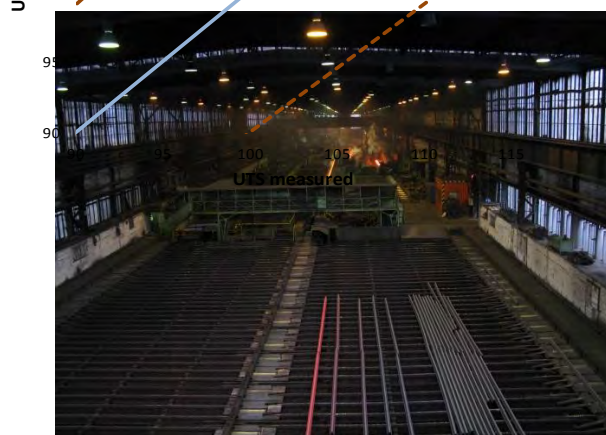
Tab. 2 Chemické složení oceli 4130 [hm. %]

Tab. 2 Chemistry of the steel grade 4130 [wt. %]

| C    | Mn   | Si   | Cr   | Ni   | Mo  | Cu   |
|------|------|------|------|------|-----|------|
| 0,32 | 0,57 | 0,27 | 1,03 | 0,15 | 0,2 | 0,14 |

Tváření ocelových bloků začíná ohřevem PLP ve dvou tláčných pecích na tvářecí teplotu max. 1280 °C. Teplota ohřevu je řízena pecním řídicím systémem a správnost teploty ohřevu je kontrolována pyrometrem, umístěným před první válcovací stolicí. Po ošťikování a změření vstupní teploty jsou bloky tvářeny sérií 9 válců na duo stolicích s kalibrovacími válci.

Profily důlních ocelových výztuží jsou dále odbavovány na oboustranný řetězový chladník (obr. 6), kde jsou ochlazovány na rovnací teplotu.



Obr. 6 Profilová válcovací trať a chladicí lože

Fig. 6 Section rolling mill and cooling bed

Následně jsou pak důlní ocelové výztuže po jejich vychlazení přesunuty na valník, který je postupně dopravuje do rovnacího úseku A a B.

Mechanické vlastnosti válcovaných tyčí jsou dány chemickým složením oceli a tvářecími a ochlazovacími podmínkami profilu. Řízení doválcovací teploty před 9. stolicí umožňuje dosažení požadované teploty pro zabezpečení finálních mechanických vlastností.

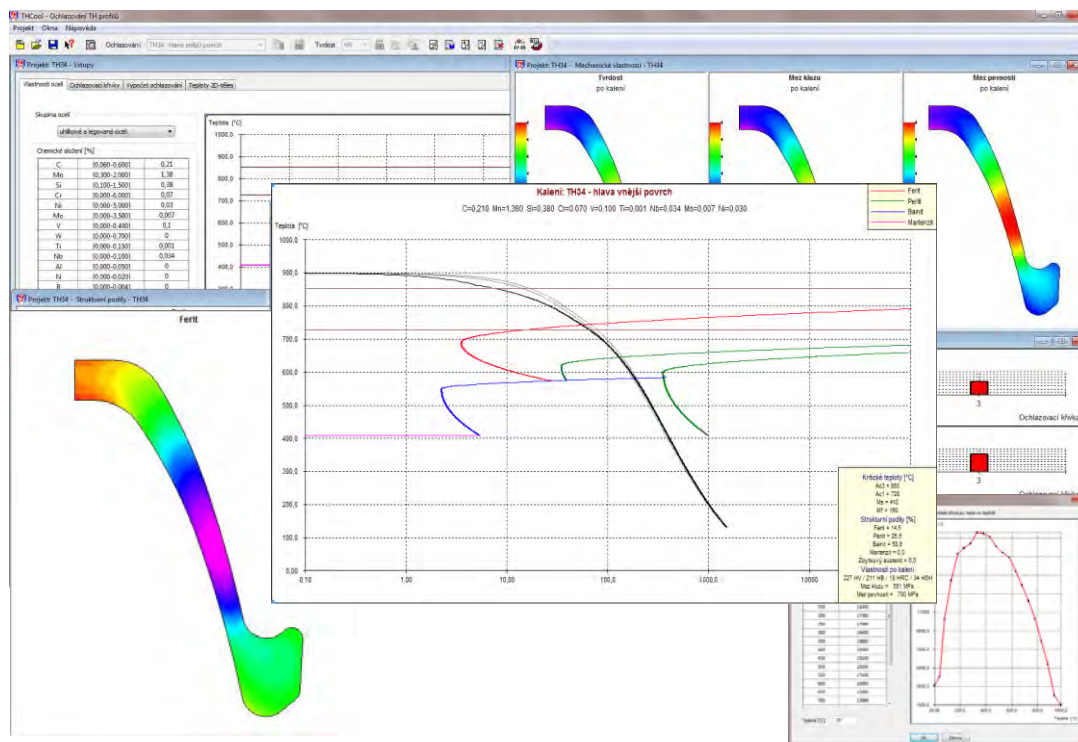
Dalším možným prostorem pro řízení ochlazování profilu je pak chladicí lože, které je vybaveno na každé straně ventilátory. Během projektu TAČR TA01010838 byla provedena jak modelová, tak i praktická měření rychlosti ochlazování, jejichž cílem bylo nalézt další možnost zlepšení mechanických vlastností válcovaných TH profilů.

Pro potřeby výpočtového modelování různých způsobů ochlazování TH-profilů na chladníku byl vytvořen speciální program THCool [7]. Jako ukázka jeho funkcionality jsou dále uvedeny výsledky referenčních výpočtů ochlazování profilu TH29 vyrobeného z oceli chemického složení podle tab. 3 (obr. 7 a obr. 8).

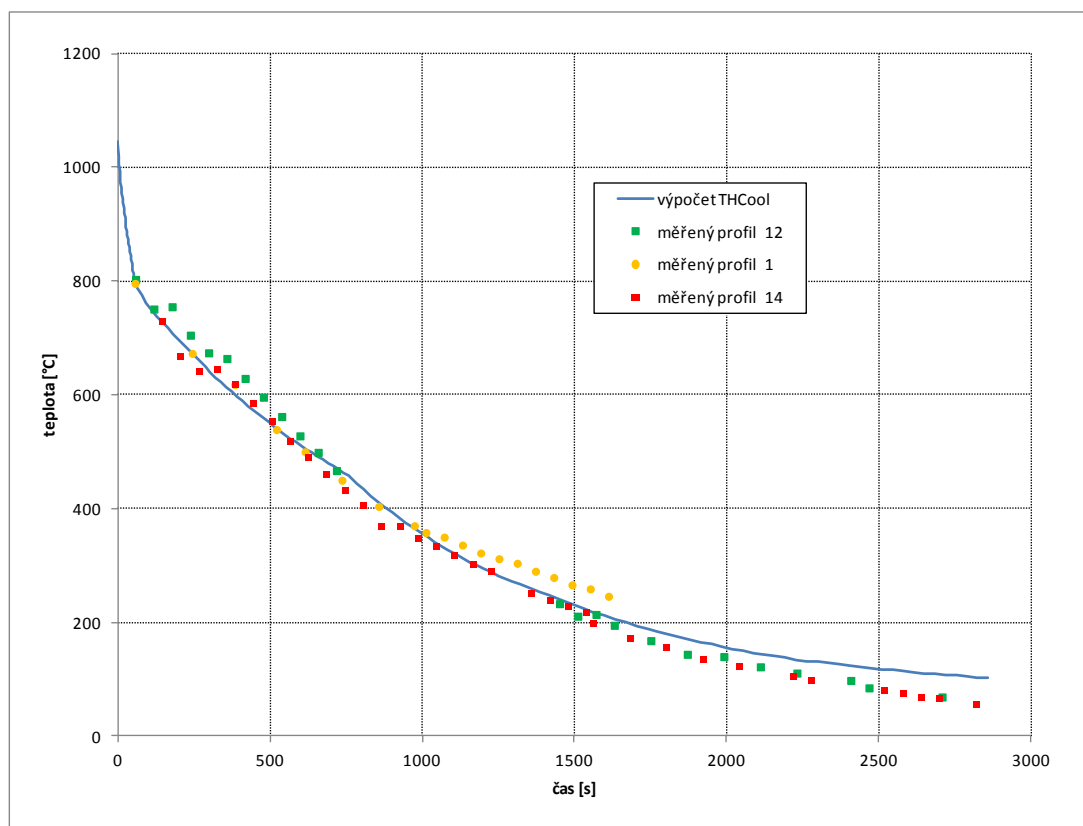
Tab. 3 Chemické složení oceli profilu TH29 [hm. %]

Tab. 3 Chemistry of the steel [wt. %]

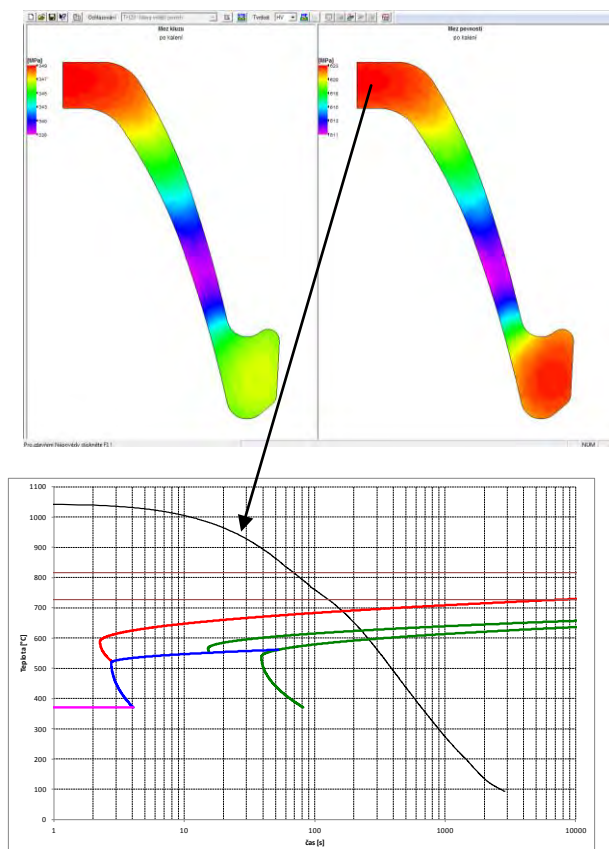
| C    | Mn   | Si  | V   |
|------|------|-----|-----|
| 0,32 | 0,93 | 0,4 | 0,1 |



Obr. 7 Program THCool - vyhodnocení výsledků výpočtu mechanických vlastností profilu TH29  
Fig. 7 THCool software – the postprocessing of predicted mechanical properties of the profile TH29



Obr. 8 Teploty profilu TH29 naměřené na chladníku a teploty vypočítané programem THCool  
Fig. 8 Temperatures of the profile TH29 measured on the cooling bed and predicted by THCool software



Obr. 9 Vypočítané rozložení feritu a perlitu ve středu hlavy profilu TH29

Fig. 9 Computed distribution of ferrite and pearlite in the head of the profile TH29

Vypočítané meze kluzu a pevnosti byly porovnávány s jejich středními hodnotami z dlouhodobých měření prováděných v rámci standardního řízení jakosti (tab.4).

Tab. 4 Měřené a vypočítané mechanické vlastnosti v oblasti hlavy profilu TH29

Tab. 4 Measured and predicted mechanical properties on the head of the TH29 profile

| Mez kluzu (MPa) |           | Mez pevnosti (MPa) |           |
|-----------------|-----------|--------------------|-----------|
| THCool          | Měřená    | THCool             | Měřená    |
| 396             | 370 - 380 | 642                | 640 - 650 |

## Závěr

V rámci projektu TA ČR TA01010838 byl proveden výzkum vlivů podmínek ochlazování fyzikálními experimenty i pomocí počítačového modelování. Měřeny byly teploty na povrchu profilů před průchodem poslední válcovací stolicí a chladnoucích na stávajícím chladníku, pomocí počítačového modelování byl zkoumán vliv různých podmínek ochlazování a dalších změn technologie na výsledné mechanické vlastnosti důlních výztuží. Na základě požadavku k vytvoření vhodného nástroje pro optimalizaci podmínek

ochlazování na chladicím loži byl sestaven počítačový program THCool 2.1 pro výpočet mechanických vlastností profilu ocelové výztuže při jeho zrychleném ochlazování proudícím vzduchem z doválcovací teploty. Program je určen k výpočtu časového průběhu teplot v příčném průřezu profilu (2D model) při jeho ochlazování za definovaných podmínek. Podle vypočítaných časových průběhů teplot ve vybraných bodech příčného průřezu profilu, chemického složení oceli a doválcovacích podmínek program dále predikuje obsah jednotlivých fází a strukturních složek vzniklých rozpadem deformovaného autenitu (ferit, perlit, bainit, martenzit), celkovou tvrdost sekundární struktury a odpovídající mechanické vlastnosti oceli při pokojové teplotě (mez kluzu a pevnost). Pomocí výsledků modelování ochlazovacích podmínek byly upraveny podmínky na chladicím loži pro zabezpečení základních kvalitativních parametrů důlních ocelových výztuží.

**Tento příspěvek vznikl v rámci řešení projektu č. TA01010838 programu Alfa podporovaného Technologickou Agenturou ČR.**

## Literatura

- [1] ŠIMEČEK, P.; HAJDUK, D.: *Prediction of metallurgical quality of strips as a component of the hot strip mill process control system*. In: *Steel Strip 2011 conference proceedings*, Vysoké Tatry - Stará Lesná, Slovak Republic. 2011. pp. 65 – 73
- [2] ŠIMEČEK, P.; HAJDUK, D.: *HRMM - software tool for prediction of metallurgical quality of hot rolled production as a component of the process control system*. Metec InSteelCon 2011, Düsseldorf, Germany. 2011
- [3] ŠIMEČEK, P.; HAJDUK, D.: *Metallurgical Monitoring – Prediction of quality of hot rolled production as a component of the process control system*. In: *SARUC 2011 conference proceedings*, Vanderbijlpark, Gauteng, South Africa. 2011. pp. 88-91
- [4] ŠIMEČEK, P.; HAJDUK, D.: *Models for Level 2 control of cooling processes during hot rolling*. In: *2<sup>nd</sup> International conference AITSIM'09: Automation and Information Technology in Iron and Steel Making Processes*. Ranchi, India. 2009
- [5] *Computer simulation of metallurgical processes during hot rolling*. Engineering Manual for MetaRoll and MetaCool Libraries. ITA Ltd. Ostrava, Czech Republic. 2012
- [6] ŠIMEČEK, P.; ČMIEL, K.; ELFMARK, J.; HAJDUK, D.: *Computer simulation of metallurgical processes during hot rolling of bars*. In: *SteelSim 2007 conference proceedings*, Graz, Austria, 2007. pp. 318 - 323
- [7] *THCool. Users Guide of the software*. ITA Ltd. Ostrava, Czech Republic. 2012
- [8] *Odborná zpráva o postupu prací a dosažených výsledcích za rok 2013*. Příloha k závěrečné zprávě za rok 2013 projektu TA01010838. ArcelorMittal Ostrava, a.s., prosinec 2013, 50 s.

## Stanovení optimálních technologických parametrů tepelného zpracování bezešvých trubek OCTG

### Determining the Optimal Technological Parameters of Heat Treatment of OCTG Seamless Tubes

Ing. Petr Unucka, Ph.D.<sup>1</sup>, Ing. Roman Noga<sup>1</sup>, Ing. Petra Turoňová, Ph.D.<sup>2</sup>, Ing. Rostislav Turoň<sup>2</sup>, Bc. Michael Squerzi<sup>2</sup>, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.<sup>3</sup>, Ing. Pavel Šimeček, Ph.D.<sup>4</sup>

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

<sup>2</sup>TRINECKÉ ŽELEZÁRNY, a.s., Průmyslová 1000, 739 61 Třinec-Staré Město, Česká republika

<sup>3</sup>VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, 17. listopadu 15, 708 33 Ostrava, Česká republika

<sup>4</sup>ITA, spol. s r. o., Martinská 6, 709 00 Ostrava 9, Česká republika

*Nároky na trubky pro výrobu konstrukčních prvků pro vrty používané při těžbě ropy a zemního plynu rostou společně s objevováním nových nalezišť. Jednou ze skupin ocelí, které se pro tyto účely využívají, je řada X60 a výše (tj. X65, X70), a to dle předpisu normy API Spec. 5CT. Článek seznamuje s vývojem vhodného chemického složení těchto druhů ocelí a vývojem jejich tepelného zpracování v provozu TŽ a.s. při sledování konečných požadovaných mechanických vlastností za použití výsledků různých laboratorních testů a experimentů i měření v samotném provozu při výrobě zkušební série trubek. V rámci výzkumných prací byla provedena řada experimentů (dilatometrické stanovení ARA diagramu, hodnocení mechanických vlastností) a analýz (mikrostruktura) na trubkách, popř. přířezech o průměru 273 mm s tloušťkou stěny od 12,7 mm do 25,4 mm.*

**Klíčová slova:** bezešvé trubky, tepelné zpracování, OCTG trubky, mikrostruktura po TZ, ARA diagram.

*Requirements to the tubes for the manufacture of structural components used for drilling oil and gas wells are rising along with the discovery of new deposits. One group of steels that are used for these purposes is a series of grades X60 and higher (i.e. X65, X70), according to the specifications of API Spec. 5CT. The article describes the development of a suitable chemical composition of the grades and the development of heat treatment in the steelworks TŽ a.s. at monitoring of the final required mechanical properties. The strategy is based solution of the following milestones: 1. Design of an appropriate chemical composition for casting of one variant for the normalized X60N and two variants for the tempered state in the converter steel shop taking into account the fact that both options can be used for production of each of two types of steel (X60Q-X65Q or X65Q-X70Q). 2. Trial production of seamless pipes by Mannesman method by rolling on a pilgrim mill in the dimensional series, which are based on the real interests of potential customers. In this case, the wall thickness of pipes intended for the testing was 12.7 / 20.5 / 25.4 mm and the outer diameter was 273 mm. 3. Due to the fact that the standard specifies only the maximum values of the alloying elements it was necessary to achieve the desired mechanical properties (particularly yield stress) by suitably selected strategy concerning not only the chemical composition class, and then apply a suitable heat treatment (quenching and tempering), preferably equally across the whole group except the grade X60N.*

**Key words:** seamless tubes, heat treatment, OCTG tubes, microstructure after heat treatment, CTT diagram

#### Vývoj v oblasti tepelného zpracování trubek ocelí X60N, X60Q A X65/70Q

Současná známá naleziště ropy a zemního plynu jsou neustále rozšiřována nově objevovanými lokalitami s vysokým potenciálem těžby. Budoucnost jejich těžby přináší sebou obrovské nároky na speciální konstrukce těžebních souprav pro hlubokonosné usměrněné vrty s využitím tzv. paprskových horizontálních vrtnů z jednoho místa, a to především sekundárními a terciárními metodami. Samotné geologické prostředí je velmi agresivní a použité technologie jsou z pohledu

degradace materiálu intenzivní. Z tohoto důvodu se složení vrtných souprav stále více soustřeďuje na využití specializovaných skupin ocelí pro jednotlivé části vrtnů. Pro zajištění stability odčerpávání těženého média a funkčnosti a bezpečnosti vrtných souprav jsou vrty proti závalu zabezpečeny dle projektovaných hloubek ocelovými trubkami – pažnicemi. Každý vrt sestává z několika tzv. pažnicových kolon, kde poslední z nich (vnitřní) je těžební kolona. Tyto oceli jsou označovány jako oceli OCTG - Oil Country Tubular Goods.

Jednou ze skupin ocelí, které se pro tyto účely využívají, je řada X60 a výše (tj. X65, X70), a to dle předpisu normy API Spec. 5CT [1]. Požadavky na vlastnosti pažnicových bezešvých trubek a nátrubků jsou extrémně vysoké – vysoké pevnostní vlastnosti s dobrou houževnatostí a rovnoměrným průběhem tvrdosti v celém objemu trubky a zároveň vysoká toleranční rozměrová přesnost včetně vysoké povrchové kvality s ohledem na trhliny ve stavu po zušlechtnění, nebo v případě oceli X60 i ve stavu normalizovaném či termomechanicky válcovaném.

TŘINECKÉ ŽELEZÁRNY, a. s. ve spolupráci s MATERIÁLOVÝM A METALURGICKÝM VÝZKUMEM s.r.o a VŠB-TU Ostrava se od roku 2013 věnují zavádění této řady ocelí z pohledu technologie výroby oceli, válcování a tepelného zpracování bezešvých trubek určených pro OCTG průmysl s garancí mechanických vlastností bezešvých trubek převážně v zušlechtněném stavu. Cílem tohoto projektu je nalezení vhodného chemického složení ocelí a optimálního režimu tepelného zpracování pro dosažení požadovaných materiálových charakteristik při současném zhodnocení technologických možností provozu.

Chemické složení oceli X60N udává API Sp 5L pro PSL2 jako maximální obsahy prvků  $C < 0,24 \%$ ,  $Mn < 1,4 \%$ ,  $Cu, Cr, Ni < 0,5 \text{ hm. } \%$ , přičemž součet  $Nb+V+Ti \leq 0,15 \%$ ,  $B \leq 0,001 \%$ . Chemické složení oceli X60Q udává API Sp 5L pro PSL2 jako maximální obsahy prvků  $C < 0,18 \%$ ,  $Mn < 1,7 \%$ ,  $Cu, Cr, Ni < 0,5 \text{ hm. } \%$ , přičemž součet  $Nb+V+Ti \leq 0,15 \%$ ,  $B \leq 0,001 \%$ . I když norma ponechává pro stav normalizovaný (značeno N) hodnotu uhlíkového ekvivalentu  $CE_{IIW}$  na dohodě mezi výrobcem a zákazníkem a pro stav zušlechtněný (značeno Q)  $CE_{IIW} < 0,43 \%$  ve výrobku, požadavky na výrobce jsou přísnější (nižší než  $0,43 \%$ ) s ohledem na rozdílnost chemického složení tavebního a ve válcované trubce. Nelze si nepovšimnout, že chemické složení oceli X60N je podle normy velmi široké, přitom však jsou požadavky mechanických vlastností po normalizaci stejné jako pro jakost X60Q, která je však plně zušlechtněna, ale její chemické složení je limitováno v obsazích C a Mn, a je zvolena jiná strategie pro limitování obsahu Nb, Ti a V. Zároveň norma API Sp 5L nerozlišuje jakosti X60Q, X65Q a X70Q podle chemického složení, ani tepelného zpracování, ale pouze podle dosažených výsledných mechanických vlastností.

Pro obě oceli typu X60N a X60Q jsou požadavky na mechanické vlastnosti shodné:  $R_m = 520 - 760 \text{ MPa}$ ,  $R_e = 415 - 565 \text{ MPa}$  a  $KV = \min. 27 \text{ J}$ .

Chemické složení ocelí X65Q a X70Q udává API Sp 5L pro PSL2 stejně jako pro jakost X60Q. I požadavky na hodnotu  $CE_{IIW}$  jsou obdobné. Ocel typu X65Q a X70Q je určena pro kalení a popouštění, požadované mechanické vlastnosti jsou pro jakost X65Q  $R_m = 520 - 760 \text{ MPa}$ ,  $R_e = 450 - 600 \text{ MPa}$  a  $KV = 27 \text{ J}$  a pro jakost X70Q  $R_m = 570 - 760 \text{ MPa}$ ,  $R_{0,5} = 485 - 635 \text{ MPa}$  a

$KV = 40 \text{ J}$ . Z tohoto pohledu je patrné, že chemické složení pro celou řadu se liší nepatrně, a to s ohledem na jednotnost požadavku uhlíkového ekvivalentu  $CE_{IIW}$  a zároveň nároky na  $R_e$  a  $R_m$  rostou o  $35 - 50 \text{ MPa}$ .

#### Strategie řešení spočívá:

1. V návrhu vhodného chemického složení pro odlévání jedné varianty pro stav normalizovaný X60N a dvou variant pro zušlechtněný stav na konvertorové ocelárně s tím, že obě varianty bude možno využívat pro výrobu vždy dvou typů ocelí (X60Q-X65Q nebo X65Q-X70Q). Pro zkušební vývoj byla použita výroba kruhových ingotů z elektroocelárny pro menší objem tavby (cca 10 t).

2. Ve zkušební výrobě bezešvých trubek Mannesmanovým způsobem s rozválcováním na poutní stolici, a to v rozměrové řadě, která vychází z reálného zájmu potencionálních zákazníků. V tomto případě tloušťka stěny trubek určených ke zkoušení byla  $12,7/20,5/25,4 \text{ mm}$  a vnější průměr  $273 \text{ mm}$ .

3. Vzhledem k tomu, že norma udává pouze maximální hodnoty legujících prvků, je nutno pro dosažení požadovaných mechanických vlastností (zvláště meze kluzu) vhodně zvolit nejen strategii chemického složení jakosti, ale následně aplikovat vhodné tepelné zpracování (kalení a popouštění), nejlépe shodné pro celou skupinu vyjma X60N. K tomuto účelu v rámci každé skupiny byl proveden experimentální výzkum a vývoj tepelného zpracování pro navržené chemické složení zahrnující dilatometrická měření transformačních teplot ( $Ac_{1,3}$  a  $Ar_{1,3}$ ) a stanovení ARA diagramů. Následovala numerická simulace křivek chladnutí po průřezu stěn trubek v programu FORGE. Konečnou fází bylo tepelné zpracování přířezů trubek, vyrobených ve válcovně trubek TŽ v Ostravě, zvolenými režimy kalení a popouštění a vyhodnocení získaných mechanických vlastností. V konečné fázi byly návrhy z laboratoře ověřovány i v reálných provozních podmínkách provozu Válcovny trub TŽ, a. s. (dále jen VT TŽ a.s.): kalení – tunelová pec s kalicím vodním věncem a popouštění – kroková žíhací pec.

Pro vývoj tepelného zpracování trubek různých jakostí a rozměrů je využíváno pracoviště tepelného zpracování trubek v MATERIÁLOVÉM A METALURGICKÉM VÝZKUMU s.r.o. Toto pracoviště je vybaveno dvěma šachtovými pecemi a kalicím centrem. Kalicí pec s cirkulací vnitřní atmosféry má vnitřní rozměry  $\varnothing 800 \text{ mm}$ , výška  $1200 \text{ mm}$ , maximální dosažitelnou teplotu  $1250 \text{ }^\circ\text{C}$ , maximální hmotnost vsázky  $500 \text{ kg}$  a jmenovitý elektrický příkon topení  $70 \text{ kW}$ . Popouštěcí pec s cirkulací vnitřní atmosféry má vnitřní rozměry  $\varnothing 800 \text{ mm}$ , výška  $1200 \text{ mm}$ , maximální dosažitelná teplota je  $850 \text{ }^\circ\text{C}$ , maximální hmotnost vsázky je  $500 \text{ kg}$  a jmenovitý elektrický příkon topení je  $50 \text{ kW}$ ; pec je navíc osazena ventilátorem chlazení a větracími klapkami pro zrychlené chlazení řízenými servopohony. Obě pece jsou vybaveny přívodem ochranného plynu ( $N_2$ ) a jeho množství je měřeno průtokoměrem. Poslední jednotkou tohoto pracoviště je kalicí zařízení, které umožňuje kalení ponořením do vodní lázně nebo

vodní mlhou (trubkový prstenec s tryskami). Vnitřní rozměry kalici nádrže jsou 2000 x 1400 x 1450 mm (délka x šířka x hloubka), objem lázně je 4000 l, kalici medium je voda, max. hmotnost kaleného kusu je 500 kg, topný příkon je 30 kW, teplota kalicího média je 30 – 60 °C. Cirkulace vody v lázni zabezpečuje cirkulační čerpadlo. Vsázka se zakládá na rošt, který sjíždí do kalicího média. Rychlost spouštění je nastavitelná. Pro ohřev vody je lázeň vybavena topnými tělesy a teplota lázně je snímána termočlánekem. Do řídicího systému je možno zaznamenat měřenou a žádanou hodnotu teploty ve všech pecích, hodnotu průtoku ochranného plynu a teplotu vody v kalici lázni.

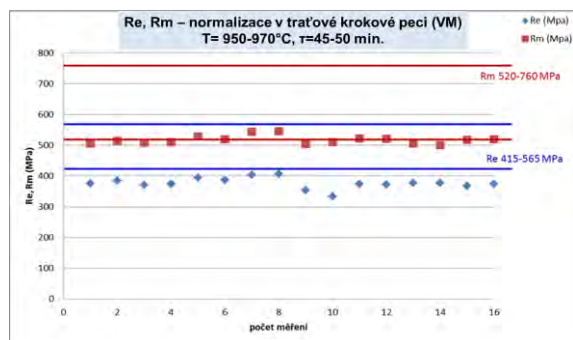
## X60N

Pro nově navržené chemické složení jakosti X60N bylo provedeno ověření dosahovaných tvrdostí pro dvě teploty normalizace 960 a 980 °C s dobou výdrže na teplotě 5, 60 a 120 min. a ochlazením na vzduchu. Následně byl zvolen jeden režim tepelného zpracování realizovaný na přířezu trubky  $\phi$  273/22,23 x 500 mm, a to normalizace na 980 °C/45 min./vzduch. Následně byly prověřeny mechanické vlastnosti s nevyhovujícími výsledky (tab. 1). Rovněž obdobný způsob normalizačního žíhání byl zvolen u celých bezešvých trubek  $\phi$  273/12,70 x 7300 mm na krokové peci provozu VT TŽ a.s. Výsledky byly obdobné (obr. 1).

Tab. 1 Výsledky mechanických vlastností X60N

Tab. 1 Results of mechanical properties of steel grade X60N

| Ozn. | Normalizace 980 °C/45 min./vzduch |             |                     |             |             |            |
|------|-----------------------------------|-------------|---------------------|-------------|-------------|------------|
|      | HV30                              | Rm<br>[MPa] | ReH<br>ReL<br>[MPa] | A<br>[%]    | Z<br>[%]    | KV<br>[J]  |
| 2N1  | 125                               | 497         | 360<br>338          | 35,8        | 73,7        | 194        |
| 2N2  | 127                               | 495         | 359<br>337          | 35,8        | 73,7        | 170        |
| 2N3  | 133                               | 496         | 355<br>342          | 36,0        | 73,7        | 191        |
| ø    | <b>128</b>                        | <b>496</b>  | <b>358<br/>339</b>  | <b>35,9</b> | <b>73,7</b> | <b>185</b> |



Obr. 1 Průběh meze kluzu  $R_e$  a pevnosti z patní a hlavové části bezešvých trubek (měřeno ve čtyřech kvadrantech po průřezu).

Fig. 1 Development of yield strength  $R_e$  and max. strength of head and heel part of tubes (measured in four quadrants of the cross section)

Výsledky ukázaly, že tento způsob tepelného zpracování při daném chemickém složení a především s podmínkou  $CE_{HW} < 0,43 \%$  v hotovém výrobku neumožňuje získat požadované pevnostní vlastnosti.

## X60Q

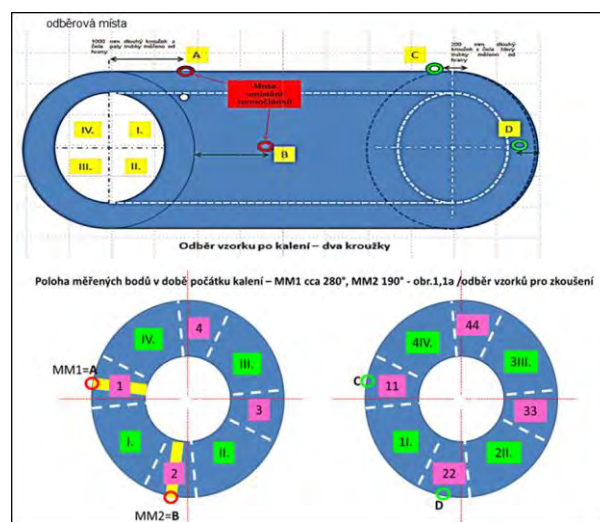
Pro tuto jakost byla také navržena nová varianta chemického složení a prověřen vliv nového chemického složení na mechanické vlastnosti po kalení a popouštění. Přířez z trubky  $\phi$  273/12,7 x 500 mm byl kalen z teploty 960 °C/45 min v peci do vody a následně byla změřena tvrdost 283 HV30.

Tab. 2 Výsledky mechanických vlastností pro trubku  $\phi$  273/22,23 x 600 mm po kalení z 960 °C/45min v peci/voda

Tab. 2 Results of mechanical properties of the pipe  $\phi$  273/22,23 x 600 mm after quenching from 960 °C/45min furnace / water

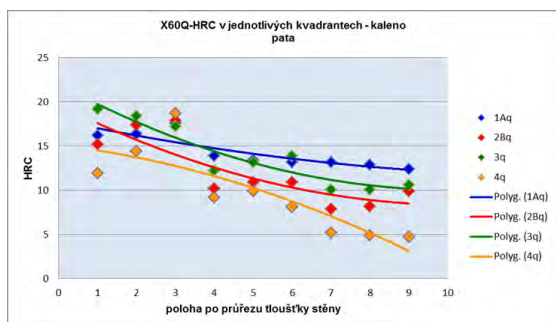
| HV30                                   | R <sub>m</sub> | R <sub>p0,2</sub> | A    | Z    | KV  |
|----------------------------------------|----------------|-------------------|------|------|-----|
| -                                      | [MPa]          | [MPa]             | [%]  | [%]  | [J] |
| <b>popouštění 510 °C/20 min/vzduch</b> |                |                   |      |      |     |
| 265                                    | 768            | 645               | 19,8 | 73,0 | 167 |
| <b>popouštění 510 °C/35 min/vzduch</b> |                |                   |      |      |     |
| 238                                    | 707            | 572               | 21,8 | 73,4 | -   |
| <b>popouštění 510 °C/50 min/vzduch</b> |                |                   |      |      |     |
| 242                                    | 699            | 569               | 23,0 | 73,8 | -   |

V provozních podmínkách (tunelová průběžná pec) bylo následně zrealizováno měření teplotního profilu při kalení pro nově navržené chemické složení jakosti X60Q. Pro měření byla použita trubka  $\phi$  273/ 22,23 / 5600 mm, která byla osazena termočláanky. Tepelné zpracování sestávalo z kalení z teploty 960 °C/ 60 min výdrž/ voda v kalicím prstenci a následného popuštění na teplotě 520 °C/20min. Po kalení i pouštění byly pak z trubky odebrány kroužky z oblasti „hlavy“ a také „paty“ trubky, na nichž se prověřovaly mechanické vlastnosti (tahová zkouška, tvrdost), a to vždy ve všech čtyřech kvadrantech průřezu trubky, a byla zdokumentována mikrostruktura (obr. 2 – 7).



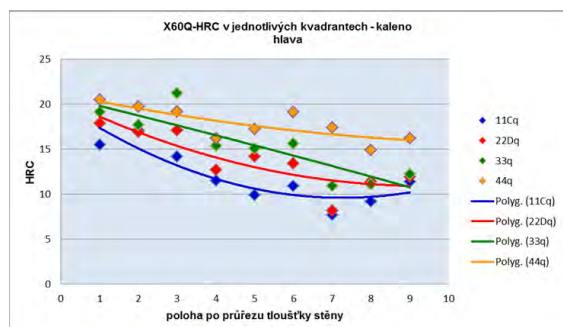
Obr. 2 Odběrová místa na bezešvé trubce po termočláňkovém měření teploty

Fig. 2 Sampling locations for seamless pipe after temperature measurement using thermocouples



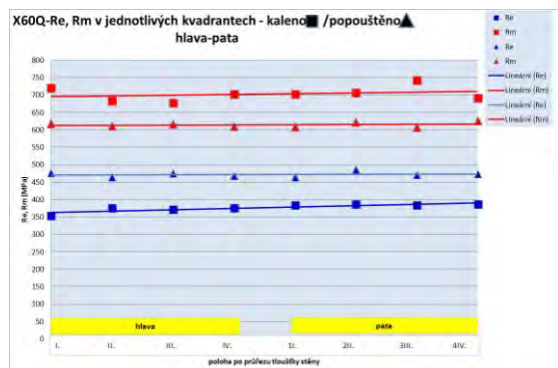
Obr. 3 Průběh tvrdosti po průřezu v patní části trubky po kalení (měřeno ve čtyřech kvadrantech po průřezu)

Fig. 3 Course of hardness in the cross section in heel part of the tube after quenching (measured in four quadrants of the cross section)



Obr. 4 Průběh tvrdosti po průřezu v hlavové části trubky po kalení (měřeno ve čtyřech kvadrantech po průřezu)

Fig. 4 Course of hardness in the cross section in the head part of the tube after quenching (measured in four quadrants of the cross section)



Obr. 5 Pevnostní charakteristiky naměřené po kalení a popouštění (měřeno ve čtyřech kvadrantech po průřezu)

Fig. 5 Strength characteristics measured after quenching and tempering (measured in four quadrants of the cross section)

Z výsledků tahové zkoušky byly učiněny tyto závěry:

1. Požadavky normy v zušlechtěném stavu (po popouštění) pro danou ocel byly splněny, skutečnost  $R_e$  = min. 464 MPa, max. 486 MPa. Z toho plyne  $\Delta R_e$  = 49 MPa (vztaženo k nižší hodnotě požadavku normy 415 MPa). Skutečnost  $R_m$  = min. 608 MPa, max. 626 MPa, z toho plyne  $\Delta R_m$  = 86 MPa (vztaženo k min. hodnotě požadavku normy 520 MPa).

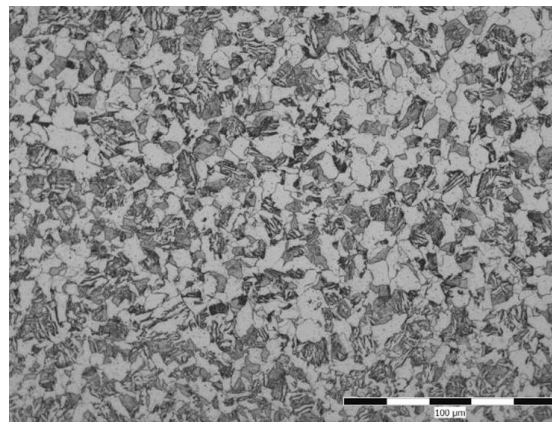
2. Hodnoty  $R_e$  a  $R_m$  byly poměrně vyrovnané po zušlechtění (s rozdílnými hodnotami cca 20 MPa) a po obvodu trubky měly stejnoměrný průběh.

3. Posun hodnot  $R_m$  a  $R_e$  u stavu popouštěného činí téměř identickou hodnotu:  $\Delta R_{eQ-T}$  cca 100 MPa a  $\Delta R_{mQ-T}$  cca 100 MPa. Hodnoty  $R_e$  byly menší

v kaleném stavu než v popouštěném. Pro kalení je však směrodatnější hodnota  $R_m$ .

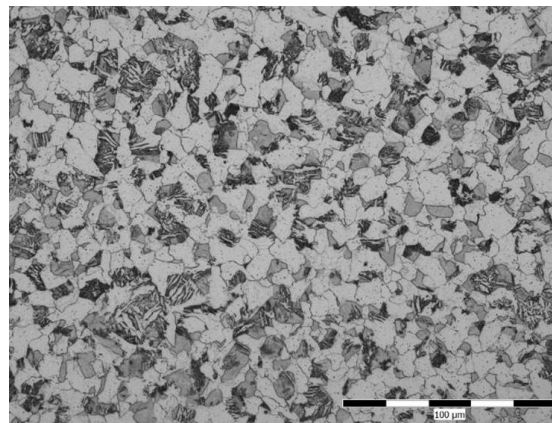
4. Srovnáním hodnot naměřeného HRC (průměrná hodnota z dat povrch-střed) po kalení v přepočtu na  $R_m$  odpovídají tabulkovým hodnotám normy EN ISO 18265.

Srovnání mikrostruktury patní a hlavové části v kaleném stavu vykazuje ve směru od vnějšího povrchu trubky ke středu v patní části (1 m od čela trubky) ve všech 4 kvadrantech stejný průběh vývoje struktury,



Obr. 6 Mikrostruktura po kalení ve středu stěny, hlava trubky

Fig. 6 Microstructure after quenching in the middle of the wall, head of tube



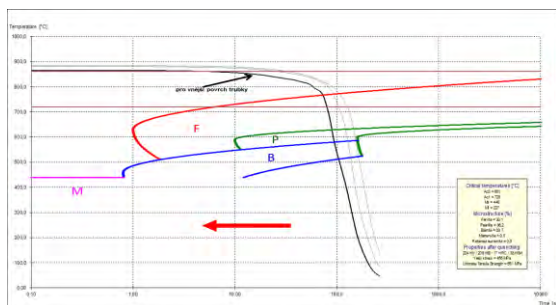
Obr. 7 Mikrostruktura po kalení ve středu stěny, pata trubky

Fig. 7 Microstructure after hardening in the middle of the wall, heel of tube

kteřá přechází z téměř polovičního podílu metastabilní fáze (bainit + martenzit) k nedostatečně prokalené části (směs stabilní a metastabilní fáze, především ferit). Podíl feritu v patní části trubky roste z průměrných 50 % až k 80 %, martenzit je zastoupen max. 28 %, perlit 0 – 24 % a obsah bainitu kolísá od 0 do 65 %. V jednom případě byla mikrostruktura na vnitřním povrchu trubky tvořena pouze feritem a perlitem. Podíl perlitu v hlavové části byl max. 72 %, martenzitu max. 30 %, perlitu 0 – 50 % a obsah bainitu byl od 0 do 70 %. Hlavová část tak vykazuje vyšší obsah metastabilní fáze pocházejícího z intenzivnějšího zakalení (dosažená tvrdost). To si lze vysvětlit vniknutím vody na vnitřní stěnu trubky na výstupu z kalicí hlavy a tím působení ochlazování z obou povrchů. Takto nehomogenní objemové podíly základních fází ukazují na

nedostatečnou technickou úroveň řízení technologie kalení.

Na základě zjištěných údajů z měření na válcovací trati a následně v laboratorii byly provedeny výpočty ochlazovacích křivek (vnější povrch – střed – vnitřní povrch po průřezu tloušťky stěny trubky) v programu QT Steel fy ITA v modulu určeném pro trubky (obr. 8) [2]. Z daného obrázku je patrné, kde se pohybujeme při současných technických možnostech kalicího zařízení s vyznačením vhodného směru posunu ochlazovací křivky z perlitické oblasti do oblasti s vysokým podílem bainitu. Rovněž je zde patrná pozvolná ztráta teploty před vstupem do kalicího zařízení, plynoucí z morálně zastaralého konečného úseku tunelové pece s nedostatečným dohřevem.

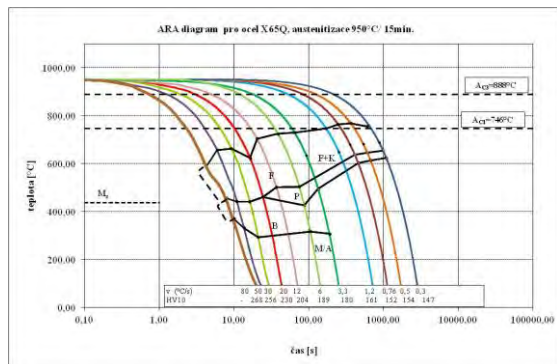


Obr. 8 Výpočtový ochlazovací model kalení a ARA diagram oceli X60Q (QT-Steel)

Obr. 8 Computed cooling model of hardening and TTT diagram of the steel grade X65Q (QT-Steel)

### X65/70X

Podle původního návrhu chemického složení pro jakost X65Q byl proveden rozbor možností dosažení mechanických vlastností i pro jakost X70Q. V rámci experimentálních prací byly stanoveny teploty fázových přeměn při ohřevu a také ARA diagram s teplotou austenitizace 950 °C s výdrží na teplotě 15 min. s rychlostmi ochlazování 0,3 až 80°C/s (obr. 9). Na základě tohoto diagramu byla zpracována strategie úpravy chemického složení této oceli, tak aby oblast stability feritu byla posunuta doprava, tedy aby i pro menší rychlosti ochlazování bylo možno snížit obsah, resp. zcela odstranit ferit z mikrostruktury. Tento diagram bude také využit jako podklad pro návrh parametrů nového chladicího zařízení.



Obr. 9 ARA diagram oceli X65Q

Fig. 9 CTT diagram of steel grade X65Q

Z výsledků provedených měření a vyhodnocení u oceli X65Q vyplynulo, že v širokém intervalu aplikovaných ochlazovacích rychlostí 50 až 0,76 °C/s se v mikrostruktuře vyskytovala feritická složka v různém podílu, a to i ve struktuře vzorků s vysokými ochlazovacími rychlostmi 50 a 30 °C/s. Je zřejmé, že v širokém rozmezí ochlazovacích rychlostí jsou rovněž zastoupeny další mikrostrukturní složky, a to bainit, ferit, martenziticko-austenitická složka a volně vyloučené karbidy. Díky přítomnosti byť malého podílu feritu ve struktuře po ochlazení vysokými rychlostmi je dosaženo tvrdosti nejvýše 268 HV10. Pro celé rozmezí použitých ochlazovacích rychlostí se tvrdost tepelně zpracovaných vzorků pohybovala od již zmíněných 268 HV10 pro nejrychleji ochlazený vzorek až do tvrdosti 147 HV10 pro vzorek ochlazený rychlostí 0,3 °C/s. K pozvolnému poklesu tvrdosti materiálu docházelo postupně s klesající rychlostí ochlazování z austenitizační teploty [3].

Ukázalo se, že tato třída oceli má při výrobě své omezení. Pro zvýšení mechanických vlastností, zejména tvrdosti, je před vlastním tepelným zpracováním oceli, pomocí kterého se tyto vlastnosti obvykle získávají, vhodné zaměřit pozornost na optimalizaci chemického složení vstupních materiálů, neboť i při vysokých rychlostech ochlazování, např. 50 °C/s, vykazoval studovaný materiál ve své struktuře měkkou fázi struktury, jakou je ferit. Přítomnost takové složky pak v mikrostruktuře omezuje dosažení vyšších tvrdostí materiálu. Ke zvýšení pevnostních charakteristik bylo přistoupeno k přeskupení podílu feritotvorných prvků – Cr, Mo, V a austenitotvorných prvků – Ni, Mn, Co, C, N. Požadovaný limit uhlíkového ekvivalentu  $Ce_{MnV} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$  [%] ukazuje, že právě využívané legovací prvky zvyšují hodnotu  $Ce$ . Zároveň existuje omezující požadavek na dodržení limitních obsahů pro prvky  $V + Nb + Ti < 0,15$  hm. %. Snad nejjednodušší cestou by bylo legovat spíše Ni a Mn, resp. N, protože mají malý vliv na  $Ce$  a zároveň jsou austenitotvorné, a zároveň snížit obsah Cr, V nebo Mo [4-7].

Na základě stanoveného ARA diagramu, a provedeného experimentálního tepelného zpracování přířezů trubek z oceli X65Q lze vyvodit následující výsledky a doporučení:

- Chemické složení oceli X65Q podle TŽ obsahuje v mikrostruktuře vždy, i když malý, ale významný podíl feritu.
- Teplota austenitizace musí být nad teplotou  $A_{c3}$  tj. 890 °C.
- Nutno udržovat vysokou teplotu kalení (970-950 °C).
- Ani dosažením extrémně vysokých rychlostí ochlazování (v praxi nedosažitelných) výrazně nezvedne tvrdost a tedy ani pevnostní charakteristiky oceli.
- Dosažené hodnoty mechanických vlastností odpovídají hodnotám pro X65Q.

Je nutná úprava chemického složení oceli pro jakost X70Q, a to snížením obsahu feritotvorných prvků (Cr, Mo, V) – potlačit oblast stability feritu, resp. zvýšením obsahu austenitotvorných prvků (Ni, Mn, C, N) a zároveň dosáhnout hodnoty uhlíkového ekvivalentu  $CE_{IIW} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 < 0,43$  [%], při zachování  $V + Nb + Ti < 0,15$  hm. %. Asi nejjednodušší cestou je legovat spíše Ni (drahý) a Mn, resp. N, protože mají menší vliv na  $CE_{IIW}$  a zároveň jsou austenitotvorné a současně snížit obsah Cr, V nebo Mo.

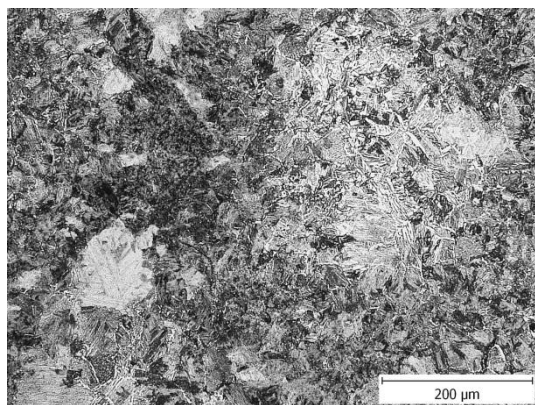
#### Simulace tepelného zpracování

Na VŠB-TU Ostrava byly provedeny simulace tepelného zpracování trubek na základě režimů získaných na podkladě numerických výpočtů křivek chlazení trubek v průběhu kalení ve VT TŽ a.s. s různou tloušťkou stěny na plastometru Gleeble 3800. Tyto režimy (tzn. souřadnice linearizovaných segmentů časové závislosti teploty) byly firmou ITA s.r.o. vypočteny pro konkrétní místa příčného průřezu trubky – např. vnější povrch. Celkem byly pro ocel X65Q simulovány dva režimy odpovídající chlazení povrchu trubky  $\phi$  273 x 12,7 mm (tab. 3) a 273 x 24,5 mm.

Tab. 3 Výsledky pro simulační režim T273x12,7 mm na plastometru Gleeble 3800

Tab. 3 Results for the simulation mode T273x12,7 mm on plastometer GLEEBLE 3800

| Čas [s] | Teplota [°C] | Rychlost ochlazování [°C/s] | Tvrdost HV30 |
|---------|--------------|-----------------------------|--------------|
| 0       | 945          |                             |              |
| 31,5    | 795          | 4,8                         |              |
| 32      | 508          | 574,0                       |              |
| 37      | 305          | 40,6                        |              |
| 50      | 140          | 12,7                        |              |
| 85      | 44           | 2,7                         | 297          |



Obr. 10 Mikrostruktura po simulaci režimu kalení pro T273x12,7 mm  
Fig. 10 Microstructure after simulation of the quenching mode for T273x12,7 mm

Náročná fyzikální simulace různých režimů tepelného zpracování (kalení a popouštění) trubek různých rozměrů z oceli X65Q byly komplikovány zejména velmi vysokou požadovanou rychlostí ochlazování – až 574 °C/s. Konečná mikrostruktura byla velmi nehomogenní (obr. 10). Světlé (neodmíšené) oblasti byly méně prokalené, tvořené horním bainitem a síťovým

feritu. Tmavší, lépe prokalené oblasti mají strukturu martenzitickou s nepatrnými stopami proeutektoidního feritu. Výsledky potvrdily obecný trend nárůstu podílu martenzitu a tvrdosti se stoupající rychlostí kalení. Vliv předchozí deformace na transformační teploty byl u oceli X65Q s velkou pravděpodobností ovlivněn precipitací karbonitridů vanadu. Spolehlivější informace o vlivu deformace na kinetiku fázových transformací by přinesla aplikace tváření při nižších teplotách (zbrzdění rekrytalizace při spolupůsobení deformačně indukované precipitace) a rozbor stavu precipitátů a mikrostruktury pomocí TEM a EDX.

#### Experimentální tepelné zpracování přířezů z trubek X65Q

Z VT TŽ a.s. byly dodány 3 trubky jakosti X65Q o rozměrech: vnější průměr 273 mm, tloušťka stěny 12,7/20,5/25,4 mm a délka 500 mm. Všechny tloušťky stěn byly kaleny po ohřevu 960 °C/18 min do vody. Dále byly popouštěny při teplotě 500 °C/60min/vzduch a odebrány vzorky na zkoušku tahem, vrubové houževnatosti a na měření tvrdosti. Ze středu trubky  $\phi$  273/25,4 x 250 mm byly odebrány 2 zkoušky na mikrostrukturu v podélném směru (naproti sobě po obvodu trubky). Po popouštění na 470 °C/60min/vzduch byly odebrány vzorky na zkoušku tahem, vrubové houževnatosti a na měření tvrdosti.

Trubka o průměru 273 mm se stěnou tloušťky 12,7 mm byla ohřata v kalici peci v režimu 920 °C/18 min a následně byla zakalena do vody. Dále byla trubka popouštěna v popouštěcí peci v režimu 600 °C/45min. Po popouštění volně chladla na vzduchu. Z trubky byly odebrány vzorky na analýzu mikrostruktury a vzorky pro tvrdost, stejně jako v předchozích případech. Dále byly odebrány podélné vzorky pro zkoušku tahem a vzorky pro vrubovou houževnatost (umístění vrubu bylo orientováno kolmo na stěny trubek). Označení je následující: V – horní polovina trubky, S – spodní polovina trubky po průřezu (obr. 11).

Tab. 4 Mechanické vlastnosti po kalení 920 °C/18 min./voda + popouštěcí teplota 600 °C/45min/vzduch

| Označení           | Místo | HV  | Rm [MPa] | Re [MPa] | A [%] | Z [%] | KV [J] |
|--------------------|-------|-----|----------|----------|-------|-------|--------|
| 16006              | V     | 208 | 610      | 508      | 31    | 77    | 212    |
|                    | S     | 201 | -        | -        | -     | -     | -      |
| Požadovaná hodnota | -     | -   | 648      | 525      | -     | -     | > 27   |

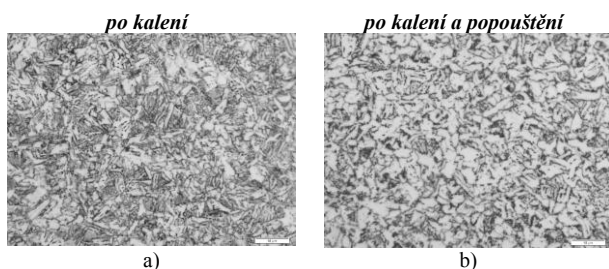
Tab. 4 Mechanical properties after quenching 920 °C/18 min. / water + tempering temperature of 600 °C/45min/air

Nebyla pozorována heterogenita mikrostruktury po obvodu trubky; heterogenita po průřezu tloušťky trubky mezi vnitřním a vnějším povrchem je charakterizována výskytem řádkovitě uspořádané mikrostruktury na vnitřním povrchu, které zůstává zachováno i po popouštění. Tato oblast je však úzká, asi do hloubky 300 μm.

Tab. 5 Shrnutí výsledků mechanických vlastností po TZ pro dvě popouštěcí teploty

Tab. 5 Summary of results of mechanical properties after heat treatment for two tempering temperatures

|                      | K = 960 °C/<br>18min./ voda |      |      | K + 500 °C/<br>60 min./vzduch |      |      | K + 470 °C/<br>60 min./vzduch |      |      |
|----------------------|-----------------------------|------|------|-------------------------------|------|------|-------------------------------|------|------|
| tl.<br>stěny<br>[mm] | 12,7                        | 20,5 | 25,4 | 12,7                          | 20,5 | 25,4 | 12,7                          | 20,5 | 25,4 |
| HV                   | 249                         | 239  | 236  | 200                           | 200  | 195  | 211                           | 208  | 203  |
| $R_m$<br>[MPa]       | -                           | -    | -    | 620                           | 650  | 629  | 676                           | 679  | 652  |
| $R_e$<br>[MPa]       | -                           | -    | -    | 511                           | 531  | 525  | 559                           | 554  | 529  |
| A [%]                | -                           | -    | -    | 24                            | 27   | 27   | 22                            | 23   | 22   |
| Z [%]                | -                           | -    | -    | 75                            | 73   | 73   | 73                            | 74   | 74   |
| KV<br>[J]            | -                           | -    | -    | 202                           | 199  | 200  | 186                           | 192  | 191  |



Obr. 11 a) b) Mikrostruktura u vnějšího povrchu trubky, zvětš. 1000x

Fig. 11 a) and b) Microstructure of the outside surface of the tube, magnification 1000x

#### Nové chemické složení X65/70Q

Po realizaci tavby s novým předpisem chemického složení pro jakost X65/70Q bylo přikročeno k ověření přínosu nově navrženého chemického složení u trubek  $\phi$  273/25,4 x 500 mm při kalení 960 °C/45min/voda a následném popouštění:

X65Q1 – 510 °C/20min/vzduch

X65Q2 – 510 °C/35min/vzduch

X65Q3 – 510 °C/50min/vzduch

Tab. 6 Tvrdost po kalení a popouštění nové koncepce chemického složení oceli X65/70Q

Tab. 6 Hardness after quenching and tempering of a new concept of chemical composition of the steel X65/70Q

| Označení | HV10<br>Průměrné hodnoty |
|----------|--------------------------|
| X65Q1    | 217                      |
| X65Q2    | 213                      |
| X65Q3    | 216                      |

Hodnoty tvrdosti jsou mírně vyšší než u oceli s původním chemickým složením, a potvrzují tak zlepšení pevnostních vlastností u tavby vyrobené podle nové koncepce chemického složení (tab. 4 a tab. 6).

#### Závěr

Navržené technologické parametry tepelného zpracování zušlechťením pro skupinu ocelí X60-X70 pro pažnicové trubky, vzhledem ke změně strategie úpravy chemického složení (nebylo uveřejněno s ohledem na zachování průmyslového tajemství),

zaznamenaly zlepšení ve smyslu zvýšení hodnot  $R_e$  a  $R_m$  po popouštění. Celá tato skupina vykazuje výraznou rozmanitost struktury pod teplotou transformace v intervalu rychlostí ochlazování dosažitelných v provozních podmínkách. Z toho plynou určitá doporučení:

- U obsahů významných chemických prvků volit s ohledem na konečné mechanické a strukturní vlastnosti trubek horní polovinu rozpětí tavební analýzy prvků.
- Soustředit se na proces kalení, který je určující pro konečnou kvalitu a homogenitu mikrostruktury, a to především z pohledu zvýšení intenzity ochlazování dle rozměrové škály trubek, i na využití vnitřního ochlazování při průjezdu kalicí hlavou. Přímé kalení trubek ve vodní lázni není z pohledu zajištění plynulosti výroby efektivní a vzhledem k možným deformacím po délce i průměru trubky by přinesl zvýšené náklady na rovnání s rizikem zvýšené dodatečné vadnosti.

V současné době probíhají intenzivní práce na návrhu technického řešení prototypu kontinuálně kalícího zařízení s využitím vnějšího a vnitřního ochlazování při výstupu trubky z tunelové pece.

*Tato práce vznikla při řešení projektu č. 480 „Optimalizace technologie děrování a tepelného zpracování trubek mikrolegovaných a nízkoalegovaných ocelí pro použití v petrochemickém a stavebním průmyslu“ a 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] ISO 11960: API Specification 5CT, Petroleum and natural gas industries—Steel pipes for use as casing or tubing for wells. Washington: American Petroleum Institute, 2005.
- [2] ŠIMEČEK, P.: QTSteel 3.2.cz, 2013, ITA spol. s r.o.
- [3] ŠMÁTRALOVÁ, M., STŘÍLKOVÁ, L.: ARA diagram oceli X65Q. Dílčí zpráva k řešení úkolu TŽ, a.s. č. 41860. T-77/2013.
- [4] LANG, Č., HYSPECKÝ, L., KUDLA, J.: Vývoj oceli X 60 podle API pro olejářské trubky. Hutnické listy. 1976, nr. 4., P. 271-282.
- [5] MIRCEA, O., VISAN, D., BIRSAN, D.: Properties Analysis Of The X60 Welded Joint Using Unidirectional Test Specimens, Annals of "Dunarea de Jos" University of Galati. Fascicle XII: Welding Equipment and Technology 12 (2009): 37-40.
- [6] LU, J., ZHANG, et al.: Study and development of X60 pipeline steel by flexible thin slab rolling proces. Iron and Steel / Gangtie 44.9 (Sept. 2009): 63-66.
- [7] DUESING, E., et. al.: Characterization and Quantification of X65, X80, and X100 Pipeline Steels for Statistical Microstructural Analysis. AIP Conference Proceedings (Mar 15, 2012).

## Mechanical Properties of Precision Steel Tubes Manufactured by Three-pass Cold Drawing

### Mechanické vlastnosti ocelových presných rúr vyrobených trojtáhovou technológiou

Ing. Martin Ridzoň, PhD.<sup>1</sup>, prof. Ing. Ľudovít Parilák CSc.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ŽP VVC s.r.o., Kolkáreň 35, 976 81, Podbrezová, Slovenská republika; STU v Bratislave, Materiálovotechnologická fakulta so sídlom v Trnave, Ústav výrobných technológií, Bottova 25, 917 24 Trnava, Slovenská republika

<sup>2</sup>ŽP VVC s.r.o., Kolkáreň 35, 976 81, Podbrezová, Slovenská republika; Technická univerzita v Košiciach, Fakulta výrobných technológií so sídlom v Prešove, Katedra výrobných technológií, Slovenská republika

*This paper deals with the production of precision seamless steel tubes in Železiarne Podbrezová, investigating the impact of technological parameters on mechanical properties of the tubes. The aim of our work was to verify the feasibility of E355 steel tube drawing, using three-pass technology without the intermediate annealing. The experimental tube had the initial dimensions of  $\varnothing 70 \times 6.3$  mm and it was cold drawn to  $\varnothing 44 \times 3.0$  mm in the final pass. The impact of selected area reductions on mechanical properties (yield stress  $R_e$ , tensile strength  $R_m$ , ductility  $A$ ) and hardness  $HV$  has been investigated. In general, this work followed the roadmap of a global production optimization in Železiarne Podbrezová; focusing on technological and economic feasibility of a multi-pass cold drawing without the intermediate annealing, thus further enhancing production viability.*

**Key words:** tube drawing, mechanical properties, reduction, plastic deformation

*Príspevok sa zaoberá výrobou presných ocelových bezšvíkových rúr ťahaných za studena trojtáhovou technológiou a vplyvom technologických parametrov ovplyvňujúcich mechanické vlastnosti rúr. Cieľom experimentu je overenie možnosti ťahania valcovanej rúry materiálu E355 pri trojtáhovej technológii z rozmeru  $\varnothing 70 \times 6,3$  mm bez medziodoperačného žihania na konečný rozmer  $\varnothing 44 \times 3$  mm pri danej stanovenej redukcii v prevádzkových podmienkach Železiarni Podbrezová a.s. V závere príspevku sa posudzuje, aký vplyv má voľba danej redukcie na mechanické vlastnosti (medza klzu  $R_e$ , medze pevnosti  $R_m$ , ťažnosť  $A$  a tvrdosť  $HV$ ). Keďže Železiarne Podbrezová a.s. sa špecializujú na výrobu presných bezšvíkových rúr ťahaných za studena, tak v dôsledku uplatnenia sa na trhu a úspešného konkurovania na trhu s daným produktom je potrebné, aby podnik vyrábala kvalitný výrobok s nízkymi celkovými nákladmi, pri krátkych dodacích časoch a s vysokou produktivitou práce. Tieto požiadavky sú často v protiklade, a preto sa hľadajú rezervy vo všetkých zložkách v podniku, ktoré by umožnili dosahovať priaznivé ukazovatele výroby. Daný experiment je časť celkového experimentu, ktorý má ukázať, či je možné ekonomickejšie stanoviť a využiť technologický proces viacstupňového ťahania rúr za studena bez medziodoperačného žihania.*

**Ľúčové slová:** ťahanie rúr, mechanické vlastnosti, redukcia, plastická deformácia za studena

Cold drawing technology used for manufacturing of precision seamless steel tubes in Železiarne Podbrezová depends on many factors, two of which are the initial and the final tube dimensions. The proper selection of area reductions is therefore a crucial task as the improper reduction sequence may lead to excessive straining, possibly causing cracks or even material failure. In plug drawing technology, the inner diameter of the tube takes the exact dimension, while the wall thickness is being reduced. Cold drawing using a fixed plug is a versatile technology, with high productivity and relatively low demands on drawing tools. As the main tool, the reducing die is used. A cylindrical plug is inserted into the die orifice, being fixed on a mandrel. The proper alignment of the die and the plug is necessary for attaining the correct dimensions of the

tube after drawing and also for trouble-free drawing in general, see Fig. 1. [1]

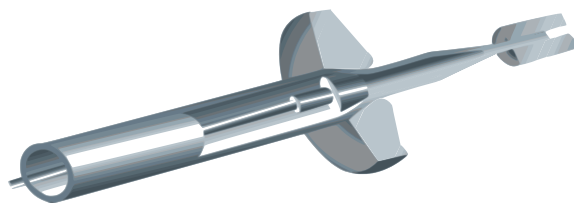


Fig. 1 Tube drawing scheme using plug drawing technology [1]  
Obr. 1 Schematické zobrazenie trňového ťahania rúr

## Experimental material

In this work, steel grade E355 (ferritic-pearlitic carbon steel used in engineering, see Tab. 1) was selected; as a feedstock for cold drawing, hot rolled tube with dimensions of  $\varnothing 70 \times 6.3$  mm was selected. Mechanical properties of E355 steel according to STN 411523 are as follows: yield stress  $R_m = (510 \div 628)$  MPa, ductility  $A_5 = 23$  %. [2]

Tab. 1 Chemical composition of E355 steel grade (acc. to STN 411523) in wt. %

Tab. 1 Chemické zloženie ocele E355 podľa STN 411523 (v hm. %)

|    |       |    |       |    |       |
|----|-------|----|-------|----|-------|
| C  | 0.180 | Mn | 1.180 | Si | 0.230 |
| Ni | 0.080 | Mo | 0.020 | Ti | 0.002 |
| Al | 0.023 | Zr | 0.002 | Ca | 0.002 |
| Cu | 0.200 | Sn | 0.016 | Pb | 0.001 |
| P  | 0.015 | S  | 0.014 | Cr | 0.050 |
| V  | 0.003 | Nb | 0.001 | N  | 0.009 |
| As | 0.006 | W  | 0.010 | Zn | 0.004 |
| O  | 0.003 | Sb | 0.004 | Ce | 0.001 |

## Drawing technology

The main production steps for tube cold drawing in Železiarne Podbrezová are as follows [3]:

- ✓ feedstock pre-processing (hot rolled tube  $\varnothing 70 \times 6.3$  mm)
- ✓ cold and hot pointing of tube ends (target diameter 40 mm)
- ✓ chemical treatment of the tube (pickling, phosphating, lubrication)
- ✓ cold drawing (see Tab. 2 for details)
- ✓ intermediate annealing and final annealing in protective atmosphere (in this work, this operation has been deliberately skipped)
- ✓ final conditioning
- ✓ surface inspection, packaging, rust-proofing
- ✓ dispatch

The final tube area reduction for the three-pass technology (from  $\varnothing 70 \times 6.3$  mm to  $\varnothing 44 \times 3.0$  mm) was 69 %; the value was divided rather uniformly into all passes (Tab. 2).

Calculation of tube cross-section (area) reduction:

$$Reduction = \frac{S_R}{S_0} \cdot 100 [\%] \quad (1)$$

$S_R = S_0 - S$  [mm<sup>2</sup>], where  
 $S_0$  – tube area before drawing [mm<sup>2</sup>],  
 $S$  – tube area after drawing [mm<sup>2</sup>].

In the 1<sup>st</sup> pass the area reduction was 35 %, in the 2<sup>nd</sup> pass the area reduction was 33 % and, finally, in the 3<sup>rd</sup> pass the area reduction was 29 %.

Tab. 2 Technological parameters for experimental tube drawing  
Tab. 2 Technologické parametre experimentálneho ťahania rúr

| Table 2. Homologous parameters experiments with various PAs |                      |         |                 |                    |                     |        |
|-------------------------------------------------------------|----------------------|---------|-----------------|--------------------|---------------------|--------|
|                                                             | Feedstock dimensions |         |                 | Tube dimensions    |                     |        |
| Pass No.                                                    | O.D.                 | W.T.    | Length          | O.D.               | W.T                 | Length |
| 1                                                           | 70                   | 6.30    | 4300            | 57                 | 5.00                | 6174   |
| 2                                                           | 57                   | 5.00    | 6174            | 50                 | 3.75                | 9255   |
| 3                                                           | 50                   | 3.75    | 9255            | 44                 | 3.00                | 13050  |
|                                                             | Pointing             |         | Reduction n [%] | W.T. reduction [%] | O.D. reduction n[%] |        |
| Pass No.                                                    | L (tip)              | Ø (tip) |                 |                    |                     |        |
| 1                                                           | 300                  | 40      | 35              | 21                 | 18                  |        |
| 2                                                           | 300                  | 40      | 33              | 25                 | 12                  |        |
| 3                                                           | 300                  | 40      | 29              | 20                 | 12                  |        |

O.D. – Outer diameter [mm]

W.T. – Wall thickness [mm]

L – Tube length [mm]

## Results of experiments and discussion

After drawing and visual inspection of the inner surface, longitudinal sample for tensile testing, as well as transversal sample for Vickers hardness testing was taken. The dimensions for tensile test sample were calculated as follows:

$$L_0 = 5.65 \sqrt{S_0} \quad (2)$$

Where:  $S_0 = b_0 \times s_0$ ,  $S_0$  – tube cross-section [mm<sup>2</sup>],  $b$  – sample neck width [mm],  $s_0$  – tube wall thickness [mm]

Due to the technology used, special attention was paid to macroscopic condition of the tube surface. All technological parameters were optimized in order to allow use of the three-pass drawing technology. All technological parameters followed the ISO standards.

During drawing, no serious problems occurred. Part of the inner surface that was not deformed after the 1<sup>st</sup> pass is clearly visible in Fig. 2a. This was caused by internal polygon, a typical defect caused by the tube rolling technology. After several passes this defect was basically remedied. Slight volumetric deformation after the 2<sup>nd</sup> pass can be seen in Fig. 2b. The complete deformation of the inner surface after the 3<sup>rd</sup> pass can be seen in Fig. 2c. There are obviously some I.D. scratches, caused by I.D. surface chipping and subsequent adhesion of the chip to the plug. This effect was caused by insufficient lubrication after several high-reduction passes. In this work, the lubrication was applied only once (prior to the 1<sup>st</sup> pass).

Detailed photos of tube inner surface are in Fig. 2.

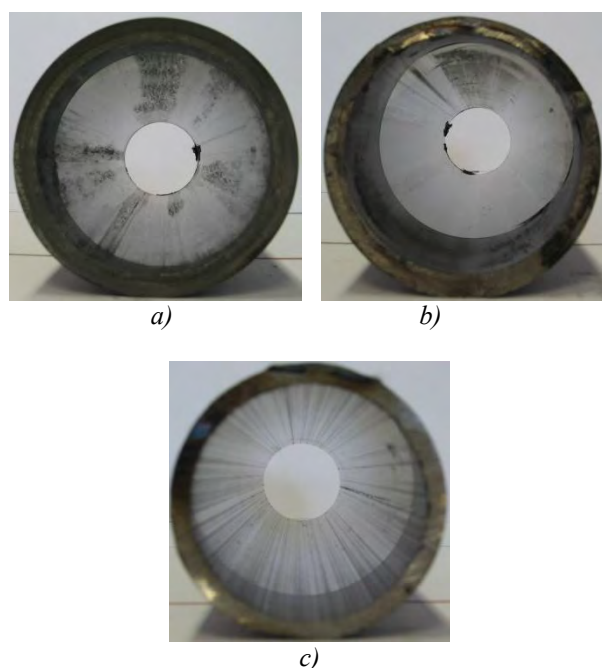


Fig. 2 Inner surface of the tube (E355 steel grade); a) Ø57x5 mm, 1<sup>st</sup> pass, b) Ø50x3.75 mm, 2<sup>nd</sup> pass, c) Ø44x3 mm, 3<sup>rd</sup> pass  
Obr. 2 Vnútrotný povrch rúry z ocele E355; a) Ø57x5 mm, 1. ťah, b) Ø50x3.75 mm, 2. ťah, c) Ø44x3 mm, 3. ťah

As it was stated before, the 1<sup>st</sup> drawing pass took place with 35 % area reduction. This caused a significant increase of both  $R_e$  and  $R_m$  (due to deformation strengthening), in particular:  $R_m$  increased from 545 MPa to 763 MPa with simultaneous decrease of ductility from 24.3 % to 8.1 %, thus approaching the plasticity limit. Nevertheless, the 2<sup>nd</sup> pass took place, using 33 % area reduction, while showing no problems at all (due to the deformability of the material). The tensile strength  $R_m$  increased from 763 MPa to 875 MPa with ductility decrease from 8.1 % to 7.2 %. Such numbers certainly represent a high-strength steel with limited plasticity; that's why we paid special attention to the parameters of the 3<sup>rd</sup> (final) pass (pointing, chemical treatment, and drawing velocity) and chose the area reduction to be 29 %. This met our goals of a successful drawing with 70 % overall area reduction. After the final pass the tensile strength increased from 875 MPa to 928 MPa and the ductility  $A_5$  decreased from 7.24 % to 5.9 %.

Mechanical properties from tensile testing according to the STN EN 10002-1 and Vickers hardness according to the STN EN ISO 6507-1 are shown in Fig. 3 and Fig. 4, respectively. According to the EN 10305-1 [4] the required mechanical properties for the steel E355 +C (i.e. with no heat treatment after final cold forming) are as follows:  $R_m \geq 640$  MPa and  $A_5 \geq 4$  %. Obviously, the experimental tube fulfils these requirements with a huge margin. The hardness measured after the third pass was 222.3 HV. As there is no limit for hardness in the EN 10305-1, using the value of  $R_m \geq 640$  MPa we estimated

the minimum hardness to be 200 HV. Based on this indirect method it can be concluded that the hardness after the final pass also passed the test. Finally, all mechanical properties of the E355 steel tube are summarized in Tab. 3.

Tab. 3 Mechanical properties of the E355 cold drawn tube with corresponding drawing technology and intermediate reductions

Tab. 3 Mechanické vlastnosti ťahanej rúry z ocele E355 spolu s technologickými parametrami a redukciami po jednotlivých ťahoch

| Steel E355                      |                                                                                                                                 |           |               |
|---------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------|---------------|
|                                 | <b>Three-pass technology</b><br>Φ70x6.3 - Φ57x5 - Φ50x3.75 - Φ44x3 mm                                                           |           |               |
|                                 | <b>Reduction: 1<sup>st</sup> pass 35 %, 2<sup>nd</sup> pass 33 %, 3<sup>rd</sup> pass 29 %</b><br><b>Overall reduction 69 %</b> |           |               |
|                                 | $R_m$ [MPa]                                                                                                                     | $A_5$ [%] | Hardness [HV] |
| <b>Rolled tube (0)</b>          | 545                                                                                                                             | 24.3      | 133.7         |
| <b>1<sup>st</sup> pass (1s)</b> | 763                                                                                                                             | 8.1       | 190.3         |
| <b>2<sup>nd</sup> pass (2s)</b> | 875                                                                                                                             | 7.2       | 219.7         |
| <b>3<sup>rd</sup> pass (3s)</b> | 928                                                                                                                             | 5.9       | 222.3         |

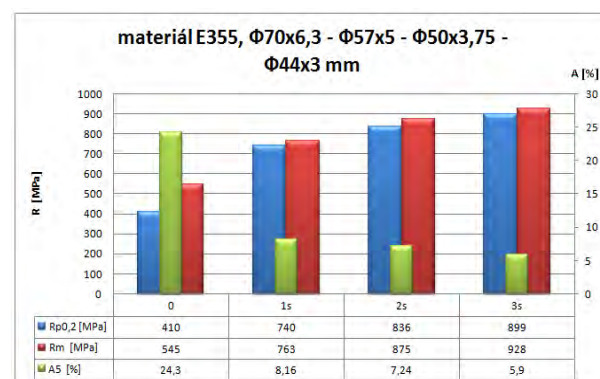


Fig. 3 Mechanical properties based on tensile testing according to the STN EN 10002-1 (steel grade E355, three-pass drawing technology)

Obr. 3 Mechanické vlastnosti získané z ťahovej skúšky podľa STN EN 10002-1 pre rúru z ocele E355, vyrobenej trojťahovou technológiou

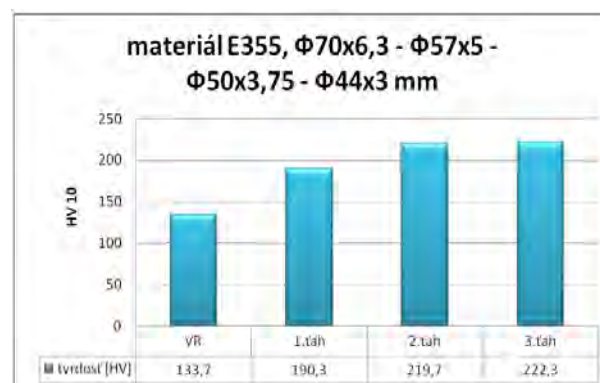


Fig. 4 Vickers hardness according to the STN EN ISO 6507-1  
Obr. 4 Tvrdosť HV podľa STN EN ISO 6507-1

## Conclusions

The key topic of this paper was to investigate the influence of technological parameters on cold drawing technology itself and on mechanical properties of cold drawn steel tubes. The technological parameters were chosen in order to make the drawing process faster, cheaper, and simpler (i.e. optimized). Naturally, these parameters must strictly follow the ISO production quality standards. Speaking of technological parameters we mean: the minimum temperature of the tube immediately after rolling, the pointing technology, dimensions of the tools, chemical treatment, drawing velocity, type of drawing used (die/plug drawing). All these parameters have an impact on final mechanical and structural properties of the tubes. The aim of our work was to evaluate the actual drawing conditions for  $\varnothing 70 \times 6.3$  mm steel tube to be drawn to  $\varnothing 44 \times 3.0$  mm with intermediate reductions from 29 % to 35 % and overall reduction of 70 % without any intermediate annealing.

*This paper shows intermediate results from Research Project 3/2014/ŽPVVC – „TUMIFORM – Optimization of precision tube drawing technology considering dislocation theory, microstructure, and plasticity limit“, being solved at the ŽP Research and Development Centre in Podbrezová, Slovakia.*

## Literature

- [1] RIDZOŇ, M.: *The Effect of Technological Parameters Influencing the Properties of Seamless Cold-Drawn Tubes*, 1<sup>st</sup> ed. (Scientific monographs) Köthen: Hochschule Anhalt, 2012, 89 pp. ISBN 978-3-86011-048-5
- [2] FÜRBAKER, I., MACEK, K., STEIDL, K. a kol.: *Lexikon technických materiálů [Lexicon of technical materials]*, Volume 1. Praha: Verlag Dashöfer, 1999
- [3] RIDZOŇ, M.: *Research on technological parameters affecting the production and properties*. (PhD thesis) –State Technical University Bratislava, MTF branch in Trnava, 2010
- [4] EN Standard EN10305-1, Steel tubes for precision applications.



**SSTS 2014** 3<sup>rd</sup> International Small sample Test Techniques

The 3<sup>th</sup> International Conference SSTS 2014 will take place at the castle Seggau in Styria, Austria from September 23 – 25, 2014.

The need for evaluating the actual mechanical properties of structural components by direct testing methods has led to the development of innovative techniques such as Small Punch and other innovative miniature testing techniques requiring a very limited amount of testing material. They are cost effective techniques identifying the present state of material damage and focusing on the more critical locations in the component.

## TOPICS

1. Small Punch Creep Testing
2. Small Punch Testing for Tensile and Fracture Behaviour
3. Non-destructive Sampling of Test Material from in Service Components
4. Determination of Actual Material Properties from in Service Components
5. Indentation and Hardness Testing
6. Other Miniature Test Techniques
7. Numerical Approach

## Numerical Simulation of Billet Calibration and Piercing in Push-bench Manufacturing Process of Seamless Tubes

### Numerická simulácia kalibrovania a dierovania vsádzky pri výrobe bezšvíkových rúr na pretlačovacej stolici

Ing. Roman Ďurčík<sup>1</sup>, prof. Ing. Ľudovít Parilák CSc.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ŽP VVC, s.r.o., Kolkáreň 35, 976 81 Podbrezová, Slovenská republika

<sup>2</sup>ŽP VVC, s.r.o., Kolkáreň 35, 976 81 Podbrezová, Slovenská republika; Technická univerzita v Košiciach, Fakulta výrobných technológií so sídlom v Prešove, Katedra výrobných technológií, Slovenská republika

*The goal of this paper is to investigate the most favorable cross-section of the billet for calibration and piercing processes using current forming tools in Železiarne Podbrezová rolling mill. The new billet cross-section of smaller diagonal and with the same crosssection area as the current one should fit the current die cross-section. On the other hand, the severe reduction of cross-sectional area may cause that billet would not fit the die coaxially and would eventually end up in eccentric piercing. The main reason for finding the different shape of the billet, in particular the more favorable billet fillets, is the tendency of the rolled material to form overlaps. This is caused by uneven material flow at the billet edges during calibration. In subsequent rolling operations, these overlaps can persist even in the final tube. By performing a numerical simulation of calibration and piercing we can find the most favorable cross-section for perfect concentric fit of the billet inside the die with simultaneous minimization of the risk of overlapping.*

**Key words:** calibration, piercing, billet, overlaps, simulation

*Obsah príspevku je zameraný na využitie numerickej simulácie pri zistení najvýhodnejšieho rozmeru a tvaru vsádzky pri kalibrovani a dierovaní pri valcovaní rúr technológiou pretlačovacej stolice na súčasných tvárniacich agregátoch v ŽP a.s. pri zmenených rozmeroch vsádzky štvorcového prierezu. Zmena prierezu vsádzky má zabezpečiť zmenšenie uhlopriečky na hodnotu priemeru matrice pri súčasnom zachovaní prierezu. Veľké zmenšenie prierezu by spôsobilo nevycentrovania klátika v matrici a tým možnosť excentrického lisovania. Hlavný dôvod pre zmenu zaoblenia hrán je možnosť prvej príčiny vzniku preložiek pri tvárnení. Kalibrovaním vsádzky na uhlopriečku matrice dochádza ku deformácii hrany klátikov do jednej strany, čím môže dôjsť ku vzniku preložky, ktorá sa môže preniesť až na rúru. Riešením numerickej simulácie je zistiť najvýhodnejší tvar a rozmer pre zabezpečenie vycentrovania klátika v matrici a elimináciu tvorby preložiek. Pri simuláciách boli sledované veľkosti deformácie na hranách, analyzovali sa potenciálne miesta vzniku preložiek po kalibrácii a nerovnomerná deformácia na hranách klátika, predĺženie výlisku a silové zaťaženie dierovacieho lisu počas dierovania. Simulácie potvrdili že navrhovanými zmenami tvaru vsádzky čiže zväčšením strany klátika a zväčšením zaoblenia hrán vedie ku zníženiu deformácii a zníženiu nerovnomernej deformácii na jednej hrane a tým zníženiu potenciálneho vzniku povrchových chýb pri ďalších technologických operáciách. Taktiež predpokladáme pri väčšej dotykovej ploche hrán klátika s matricou dierovacieho lisu zníženie možného vzniku excentricity. Simulácie poukázali tiež na určité nevýhody pri nasádzaní týchto rozmerov a to zvýšením silového zaťaženia lisu a väčšou dotykovou plochou vykalibrovaných hrán klátika s matricou spôsobí zvýšenie odvodov tepla do matrice v priebehu dierovania. Ako najvhodnejšia bola vybratá vsádzka s dĺžkou strany 205mm a so zaoblením hrany  $R=40\text{mm}$  z ktorej sú už momentálne vyrábané bezšvíkové rúry v ŽP a.s..*

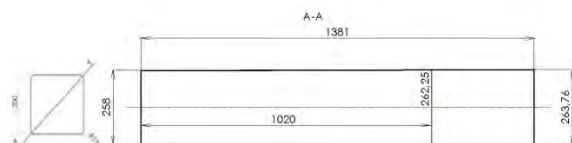
**Kľúčové slová:** kalibrácia, dierovanie, klátik, preložky, simulácia

Numerical simulation of calibration and piercing assumes five different cross-sections of the billet, see Tab. 1.

During calibration, the main forming area of the billet is its diagonal. The gradual diameter of the calibration rolls ( $258.00\div 263.76\text{mm}$ ) causes taper of the rolled edges of approx.  $7^\circ$ , which facilitates the concentric fit of the material inside the piercing press die (Fig. 1).

Tab.1 Billet geometry  
Tab.1 Geometria vsádzky

| Billet code | Edge [mm] | Fillet [mm]  | Length [mm] |
|-------------|-----------|--------------|-------------|
| □200mmR15   | 200       | 15 (current) | 1020        |
| □205mm R40  | 205       | 40           | 1020        |
| □206mm R30  | 206       | 30           | 1020        |
| □207mm R30  | 207       | 30           | 1020        |
| □210mm R40  | 210       | 40           | 1020        |



Obr. 1 Geometria rezu po uhlopriečke pri kalibrácii  
Fig. 1 Billet geometry after calibration

## 1. Numerical model

For both forming operations and all considered cross-sections the same material data, initial and boundary conditions were used. The finite element mesh was also created as similar as possible for all considered cross-sections. Prior to forming simulation the billet models were simulated with heating up to 1260 °C in order to account for thermal expansion.

Forming simulation parameters were as follows:

- Modeled bodies were considered to be plastic with the length of 1020 mm
- One-quarter symmetry was used, thus denser mesh could be used especially at billet edges
- The mesh contained 120 000 elements with element edges going from 0.8 mm at the billet edges to 10 mm at the billet core
- Initial temperature of the material was 1260 °C
- The calibration rolls were considered to be rigid (Fig. 2)
- Models designated for piercing had information from calibration simulation. Nevertheless, they were re-meshed for better mesh uniformity
- The piercing mandrel and the die were considered to be rigid; mandrel had the mesh for recording the piercing force (Fig. 2)

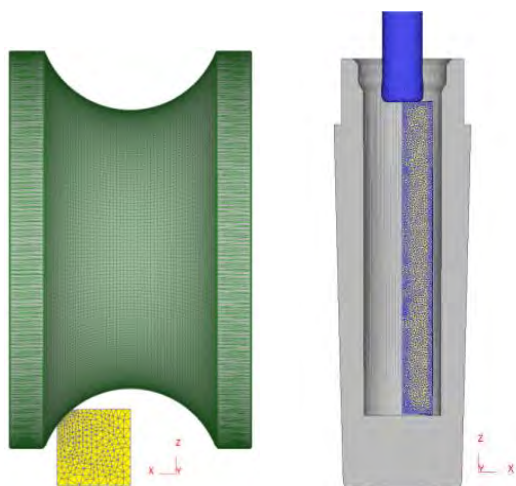


Fig. 2 Calibration model setup (left), piercing model setup (right)  
Obr. 2 Model kalibrovacieho dua (vľavo), model dierovacieho lisu (vpravo)

Minimum and maximum diagonal reductions on one edge are presented in Tab. 2.

Tab. 2 Billet dimensions

Tab. 2 Minimálne a maximálne úbery (po uhlopriečke)

| Billet     | Diag. (cold) [mm] | Diag. (hot) [mm] | Min. reduct. [mm] | Max. reduct. [mm] |
|------------|-------------------|------------------|-------------------|-------------------|
| □200mm R15 | 270.42            | 273.41           | 4.825             | 7.705             |
| □205mm R40 | 256.78            | 259.83           | -1.960            | 0.915             |
| □206mm R30 | 266.48            | 269.56           | 2.900             | 5.780             |
| □207mm R30 | 267.89            | 270.99           | 3.615             | 6.495             |
| □210mm R40 | 263.85            | 266.99           | 1.615             | 4.495             |

In Figs. 3,4 we can see the effective strain on the billet surface after calibration. The largest strain was observed on □200mm R15 (current stock) and the smallest strain on □205mm R40. Strain reduction along the billet edges was caused by the gradual diameter of the calibration rolls. For □205mm R40 the largest strain was the smallest one among all cross-sections modeled. This was caused by 0.15mm reduction at start of calibration. After 410mm of calibration the size of the diagonal was smaller than the actual roll gap. Tab.3 presents the peak strains achieved for each cross-section.

Tab. 3 Maximum effective strain

Tab. 3 Maximálna deformácia

| Billet     | Strain [-] |
|------------|------------|
| □200mm R15 | 0.81       |
| □205mm R40 | 0.14       |
| □206mm R30 | 0.43       |
| □207mm R30 | 0.46       |
| □210mm R40 | 0.33       |

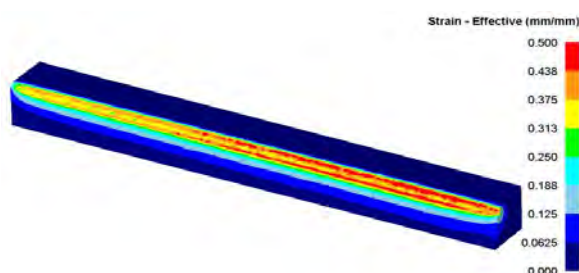


Fig. 3 Effective strain, □200mm R15 (current stock)  
Fig. 3 Rozloženie deformácie □200mm R15

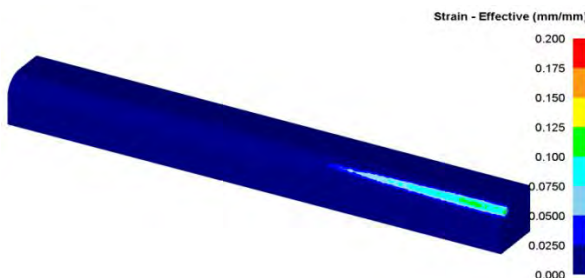
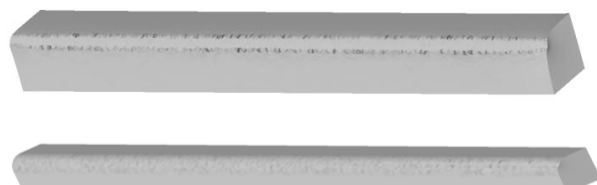


Fig. 4 Rozloženie deformácie □205mm R40  
Fig. 4 Effective strain, □205mm R40

## 2. Analysis of overlaps

Fig. 5 shows two cross-sections with highlighted regions of possible overlaps. These regions are closely related to roll contact area during calibration. From all simulated cross-sections the current stock  $\square 200\text{mm R15}$  exhibits the highest risk of overlapping.



Obr. 5 Miesta potenciálneho vzniku preložiek  $\square 200\text{mm R15}$  (hore),  $\square 205\text{mm R40}$  (dole)

Fig. 5 Overlaps:  $\square 200\text{mm R15}$  (current stock, top),  $\square 205\text{mm R40}$  (bottom)

## 3. Strain analysis at billet edges

At billet edges, the uneven strain is clearly visible, forcing material to flow out of the roll contact area (Fig. 6). The highest unevenness can be observed on  $\square 200\text{mm R15}$  (current stock), diminishing for  $\square 207\text{mm R30}$  and  $\square 206\text{mm R30}$ , respectively. For  $\square 210\text{mm R40}$  and  $\square 205\text{mm R40}$  no unevenness was observed (material flow out of the roll contact area).

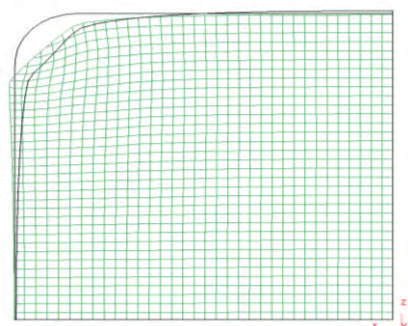


Fig. 6  $\square 200\text{mm R15}$  billet edge after calibration

Obr. 6 Tvar hrán vsádzky  $\square 200\text{mm R15}$  po kalibrácii



Fig. 7  $\square 205\text{mm R40}$  billet edge after calibration

Obr. 7 Tvar hrany  $\square 205\text{mm R40}$  po kalibrácii

## 4. Billet elongation

Tab. 4 gives the basic geometrical characteristics of billets after piercing, all of them having initial length of 1020 mm.

Tab.4 Geometrical characteristics of billets after piercing

Tab.4 Geometrické charakteristiky vsádzky po dierovaní

| Billet                     | Volume<br>( $\frac{1}{4}$ model)<br>[mm <sup>3</sup> ] | Final<br>length<br>[mm] | Elongation<br>[%] |
|----------------------------|--------------------------------------------------------|-------------------------|-------------------|
| $\square 200\text{mm R15}$ | 10.446 <sup>6</sup> e+06                               | 1131.26                 | 10.9              |
| $\square 205\text{mm R40}$ | 10.656 <sup>6</sup> e+06                               | 1149.58                 | 12.7              |
| $\square 206\text{mm R30}$ | 10.926 <sup>6</sup> e+06                               | 1179.27                 | 15.6              |
| $\square 207\text{mm R30}$ | 11.034 <sup>6</sup> e+06                               | 1187.96                 | 16.5              |
| $\square 210\text{mm R40}$ | 11.200 <sup>6</sup> e+06                               | 1203.10                 | 18.0              |

The largest elongation was obtained for  $\square 210\text{mm R40}$  (Fig. 8).

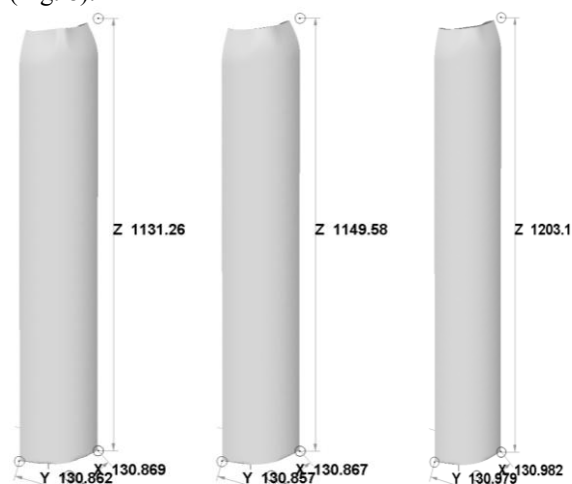


Fig. 8 Billet elongation after piercing,  $\square 200\text{mm R15}$  (left),  $\square 205\text{mm R40}$  (middle),  $\square 210\text{mm R40}$  (right)

Obr. 8 Predĺženie výlisku po vydierovaní,  $\square 200\text{mm R15}$  (vľavo),  $\square 205\text{mm R40}$  (v strede),  $\square 210\text{mm R40}$  (vpravo)

## 5. Piercing force analysis

The pressing force depends on several factors, namely, stock geometry, flow stress and temperature of the material. Pressing force as the function of time can be seen in Figs. 9,10.

Tab.5 Peak pressing force

Tab.5 Silové zaťaženie dierovacieho lisu

| Billet                     | Peak<br>pressing<br>force<br>[MN] | Force<br>increase<br>[%] | Elongation<br>[%] |
|----------------------------|-----------------------------------|--------------------------|-------------------|
| $\square 200\text{mm R15}$ | 1.06                              | -                        | 10.9              |
| $\square 205\text{mm R40}$ | 1.11                              | 4.7                      | 12.7              |
| $\square 206\text{mm R30}$ | 1.12                              | 5.6                      | 15.6              |
| $\square 207\text{mm R30}$ | 1.13                              | 6.6                      | 16.5              |
| $\square 210\text{mm R40}$ | 1.16                              | 9.4                      | 18.0              |

Force increase for the proposed cross-sections in comparison with the current stock ( $\square 200\text{mm R15}$ ) is well within the force tolerance limit for the press in Železiarne Podbrezová. The force increase in actual piercing should be even smaller due to the reduced

length of the billet (all the simulated billets had the original length of 1020 mm).

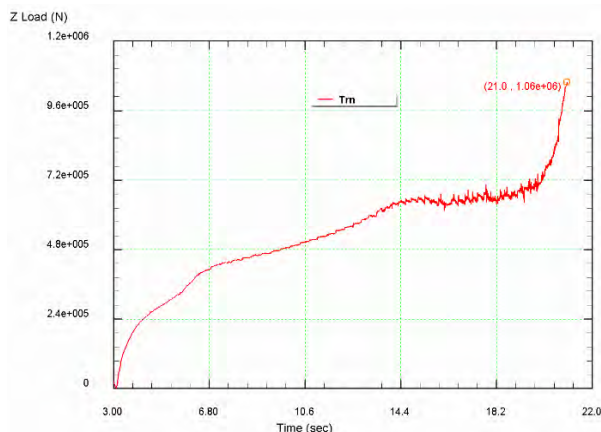


Fig. 9 Piercing force for  $\square 200\text{mm R15}$   
Obr. 9 Silové zaťaženie dierovacieho lisu pri  $\square 200\text{mm R15}$

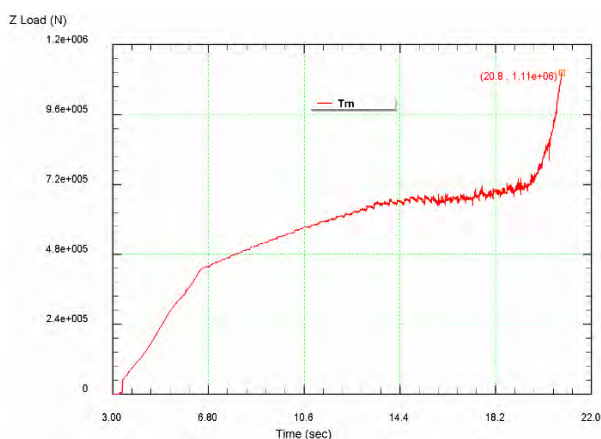


Fig. 10 Piercing force for  $\square 205\text{mm R40}$   
Obr. 10 Silové zaťaženie dierovacieho lisu pri  $\square 205\text{mm R40}$

## 6. Temperature analysis

Surface temperature after piercing dropped to 1000 °C in the “coolest” areas (Fig. 11) but just as close as within 15 mm inside the bulk material the temperature kept its initial value of 1260°C. After ejection of the pierced billet the temperature field has quickly homogenized.

The highest temperature observed could be found on the model  $\square 200\text{mm R15}$ . All subsequent billets exhibited lower temperatures, which might have been caused by larger contact area with the die, thus promoting the heat transfer to the die.

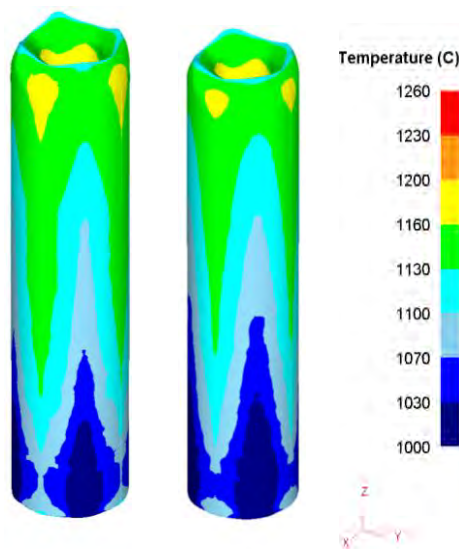


Fig. 11 Surface temperature of the billets after piercing  
(left:  $\square 200\text{mm R15}$ , right:  $\square 205\text{mm R40}$ )  
Obr. 11 Teplota na povrchu výliskov po dierovaní  
(vľavo:  $\square 200\text{mm R15}$ , vpravo:  $\square 205\text{mm R40}$ )

## Conclusions

The billet  $\square 205\text{mm R40}$  seems to be the most appropriate stock material when overlapping is to be minimized. From numerical analysis results we can conclude several advantages, as well as disadvantages when considering this new cross-section:

### Pros

- Lower strain on the billet edges
- Minimization/elimination of uneven strain
- Minimization of potential risk of overlapping
- The billet eccentricity should be reduced due to a larger contact area with the die

### Cons

- Higher heat transfer from the billet through larger contact area
- Higher piercing force
- Higher risk for of billet stuck when putting it inside the die

### Literature

- [1] ĎURČÍK, R., PARILÁK, E., WEISS, M.: Numerická simulácia tvaru vsádzky pri kalibrovani a dierovaní [Numerical simulation of the billet shape at calibration and piercing], Research Report No. 7/2013/ŽP VVC, pp. 1-24, Podbrezová
- [2] ĎURČÍK, R., PARILÁK, E., BUČEK, P.: Numerická simulácia dierovania klátika s upravenými rozmermi matrice [Numerical simulation of piercing of billet with modified dimensions of the die], Research Report No. 11/2013/ŽPVVC, pp. 1-28, Podbrezová
- [3] Železiarne Podbrezová, a.s.: Valcovňa bezšvíkových rúr, Pracovno bezpečnostný a technologický predpis [Metallurgical Plant Podbrezová, a.s.: Seamless tubes rolling mill, Safety and technology standard operation procedures]: PBTP - 02.67 - 411.08

# hutní výroba v ČR a SR

Meziroční porovnání měsíčních a postupných hutních výrob roku 2014 a 2013

|                                       | Výroba *) |        |              | Výroba | Index   | Výroba | Index   | Výroba       | Index   |
|---------------------------------------|-----------|--------|--------------|--------|---------|--------|---------|--------------|---------|
|                                       | duben     | květen | leden-květen | duben  |         | květen |         | leden-květen |         |
|                                       | 2014      | 2014   | 2014         | 2013   | 2014/13 | 2013   | 2014/13 | 2013         | 2014/13 |
|                                       | tis.t     | tis.t  | tis.t        | tis.t  | %       | tis.t  | %       | tis.t        | %       |
| <b>KOKS</b>                           |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| <b>CELKEM</b>                         | 280,91    | 287,99 | 1 420,55     | 276,00 | 101,78  | 285,69 | 100,81  | 1 391,35     | 102,10  |
| <b>z toho (HŽ) ČR</b>                 | 149,88    | 156,58 | 766,95       | 151,23 | 99,11   | 152,32 | 102,80  | 752,39       | 101,94  |
| <b>(HŽ) SR</b>                        | 131,03    | 131,41 | 653,60       | 124,77 | 105,02  | 133,37 | 98,53   | 638,96       | 102,29  |
| <b>AGLOMERÁT</b>                      |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| <b>CELKEM</b>                         | 787,22    | 868,60 | 4 030,24     | 690,82 | 113,96  | 776,21 | 111,90  | 3 509,20     | 114,85  |
| <b>z toho ČR</b>                      | 480,82    | 514,20 | 2 405,24     | 447,12 | 107,54  | 485,51 | 105,91  | 2 244,80     | 107,15  |
| <b>SR</b>                             | 306,40    | 354,40 | 1 625,00     | 243,70 | 125,73  | 290,70 | 121,91  | 1 264,40     | 128,52  |
| <b>SUROVÉ ŽELEZO</b>                  |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| <b>CELKEM</b>                         | 686,66    | 713,22 | 3 365,89     | 631,75 | 108,69  | 690,34 | 103,31  | 3 284,22     | 102,49  |
| <b>z toho ČR</b>                      | 358,41    | 358,95 | 1 774,05     | 324,99 | 110,28  | 358,05 | 100,25  | 1 696,93     | 104,55  |
| <b>SR</b>                             | 328,25    | 354,27 | 1 591,83     | 306,76 | 107,01  | 332,29 | 106,62  | 1 587,30     | 100,29  |
| <b>SUROVÁ OCEL</b>                    |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| <b>CELKEM</b>                         | 864,73    | 894,35 | 4 253,69     | 792,01 | 109,18  | 889,07 | 100,59  | 4 192,24     | 101,47  |
| <b>z toho ČR</b>                      | 467,75    | 464,73 | 2 300,74     | 404,43 | 115,66  | 470,18 | 98,84   | 2 196,48     | 104,75  |
| <b>SR</b>                             | 396,99    | 429,62 | 1 952,95     | 387,58 | 102,43  | 418,89 | 102,56  | 1 995,77     | 97,85   |
| <b>KONTISLITKY</b>                    |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| <b>CELKEM</b>                         | 826,34    | 854,48 | 4 058,46     | 749,86 | 110,20  | 851,12 | 100,39  | 3 991,70     | 101,67  |
| <b>z toho ČR</b>                      | 430,28    | 425,79 | 2 110,16     | 363,25 | 118,45  | 433,20 | 98,29   | 2 000,78     | 105,47  |
| <b>SR</b>                             | 396,06    | 428,69 | 1 948,30     | 386,61 | 102,44  | 417,92 | 102,58  | 1 990,92     | 97,86   |
| <b>BLOKOVNY</b>                       |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| <b>CELKEM</b>                         | 49,49     | 47,68  | 240,19       | 41,91  | 118,07  | 49,98  | 95,39   | 237,98       | 100,93  |
| <b>z toho ČR</b>                      | 49,49     | 47,68  | 240,19       | 41,91  | 118,07  | 49,98  | 95,39   | 237,98       | 100,93  |
| <b>SR</b>                             | 0,00      | 0,00   | 0,00         | 0,00   | 0,00    | 0,00   | 0,00    | 0,00         | 0,00    |
| <b>VÁLCOVANÝ MATERIÁL</b>             |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| <b>CELKEM</b>                         | 773,93    | 772,37 | 3 816,06     | 756,27 | 102,34  | 781,79 | 98,80   | 3 798,54     | 100,46  |
| <b>z toho ČR</b>                      | 404,04    | 412,81 | 2 074,18     | 408,07 | 99,01   | 433,37 | 95,26   | 2 073,99     | 100,01  |
| <b>SR</b>                             | 369,89    | 359,56 | 1 741,89     | 348,21 | 106,23  | 348,41 | 103,20  | 1 724,55     | 101,01  |
| <b>TRUBKY</b>                         |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| <b>CELKEM</b>                         | 66,71     | 73,63  | 330,05       | 67,64  | 98,62   | 65,63  | 112,19  | 320,05       | 103,12  |
| <b>z toho ČR</b>                      | 46,03     | 52,31  | 229,90       | 47,06  | 97,81   | 44,34  | 117,97  | 216,79       | 106,05  |
| <b>SR</b>                             | 20,68     | 21,32  | 100,15       | 20,58  | 100,46  | 21,29  | 100,15  | 103,26       | 96,98   |
| <b>TAŽENÁ, LOUPANÁ, BROUŠENÁ OCEL</b> |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| <b>CELKEM= (HŽ)Č</b>                  | 16,54     | 16,86  | 84,19        | 16,00  | 103,43  | 15,92  | 105,94  | 79,76        | 105,55  |
| <b>STUDENÁ PÁSKA KLASICKÁ</b>         |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| <b>CELKEM= (HŽ)Č</b>                  | 2,76      | 2,48   | 13,44        | 2,68   | 102,95  | 2,50   | 99,24   | 12,46        | 107,89  |

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   |
|--------------------------------|-----------|--------|--------------|--------|---------|--------|---------|--------------|---------|
|                                | květen    | červen | leden-červen | květen |         | červen |         | leden-červen |         |
|                                | 2014      | 2014   | 2014         | 2013   | 2014/13 | 2013   | 2014/13 | 2013         | 2014/13 |
|                                | tis.t     |        |              | tis.t  | %       | tis.t  | %       | tis.t        | %       |
| KOKS                           |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| CELKEM                         | 287,99    | 280,40 | 1 700,95     | 285,69 | 100,81  | 276,32 | 101,48  | 1 667,67     | 102,00  |
| z toho (HŽ) ČR                 | 156,58    | 149,25 | 916,20       | 152,32 | 102,80  | 147,28 | 101,33  | 899,67       | 101,84  |
| (HŽ) SR                        | 131,41    | 131,15 | 784,75       | 133,37 | 98,53   | 129,04 | 101,64  | 768,00       | 102,18  |
| AGLOMERÁT                      |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| CELKEM                         | 868,60    | 824,49 | 4 854,73     | 776,21 | 111,90  | 723,00 | 114,04  | 4 232,20     | 114,71  |
| z toho ČR                      | 514,20    | 510,29 | 2 915,53     | 485,51 | 105,91  | 483,00 | 105,65  | 2 727,80     | 106,88  |
| SR                             | 354,40    | 314,20 | 1 939,20     | 290,70 | 121,91  | 240,00 | 130,92  | 1 504,40     | 128,90  |
| SUROVÉ ŽELEZO                  |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| CELKEM                         | 713,22    | 638,40 | 4 004,28     | 690,34 | 103,31  | 600,80 | 106,26  | 3 885,02     | 103,07  |
| z toho ČR                      | 358,95    | 340,23 | 2 114,28     | 358,05 | 100,25  | 336,31 | 101,16  | 2 033,24     | 103,99  |
| SR                             | 354,27    | 298,17 | 1 890,01     | 332,29 | 106,62  | 264,49 | 112,74  | 1 851,78     | 102,06  |
| SUROVÁ OCEL                    |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| CELKEM                         | 894,35    | 797,53 | 5 051,22     | 889,07 | 100,59  | 776,94 | 102,65  | 4 969,18     | 101,65  |
| z toho ČR                      | 464,73    | 425,66 | 2 726,40     | 470,18 | 98,84   | 435,28 | 97,79   | 2 631,76     | 103,60  |
| SR                             | 429,62    | 371,87 | 2 324,82     | 418,89 | 102,56  | 341,66 | 108,84  | 2 337,43     | 99,46   |
| KONTISLITKY                    |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| CELKEM                         | 854,48    | 754,09 | 4 812,55     | 851,12 | 100,39  | 743,04 | 101,49  | 4 734,74     | 101,64  |
| z toho ČR                      | 425,79    | 383,15 | 2 493,31     | 433,20 | 98,29   | 402,36 | 95,23   | 2 403,14     | 103,75  |
| SR                             | 428,69    | 370,94 | 2 319,24     | 417,92 | 102,58  | 340,69 | 108,88  | 2 331,61     | 99,47   |
| BLOKOVNY                       |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| CELKEM                         | 47,68     | 49,14  | 289,33       | 49,98  | 95,39   | 48,29  | 101,75  | 286,27       | 101,07  |
| z toho ČR                      | 47,68     | 49,14  | 289,33       | 49,98  | 95,39   | 48,29  | 101,75  | 286,27       | 101,07  |
| SR                             | 0,00      | 0,00   | 0,00         | 0,00   | 0,00    | 0,00   | 0,00    | 0,00         | 0,00    |
| VÁLCOVANÝ MATERIÁL             |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| CELKEM                         | 772,37    | 753,99 | 4 570,05     | 781,79 | 98,80   | 729,79 | 103,32  | 4 528,34     | 100,92  |
| z toho ČR                      | 412,81    | 418,54 | 2 492,71     | 433,37 | 95,26   | 409,70 | 102,16  | 2 483,70     | 100,36  |
| SR                             | 359,56    | 335,46 | 2 077,34     | 348,41 | 103,20  | 320,09 | 104,80  | 2 044,64     | 101,60  |
| TRUBKY                         |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| CELKEM                         | 73,63     | 66,77  | 396,81       | 65,63  | 112,19  | 62,78  | 106,35  | 382,83       | 103,65  |
| z toho ČR                      | 52,31     | 46,95  | 276,85       | 44,34  | 117,97  | 42,63  | 110,13  | 259,42       | 106,72  |
| SR                             | 21,32     | 19,82  | 119,97       | 21,29  | 100,15  | 20,15  | 98,35   | 123,41       | 97,21   |
| TAŽENÁ, LOUPANÁ, BROUŠENÁ OCEL |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| CELKEM=(HŽ)Č                   | 16,86     | 17,79  | 101,99       | 15,92  | 105,94  | 14,97  | 118,90  | 94,73        | 107,66  |
| STUDENÁ PÁSKA KLASICKÁ         |           |        |              |        |         |        |         |              |         |
| CELKEM=(HŽ)Č                   | 2,48      | 2,56   | 16,00        | 2,50   | 99,24   | 2,58   | 99,03   | 15,04        | 106,37  |

POZNÁMKA: \*) Za poslední měsíc jsou údaje předběžné

Zpracoval: Hutnictví železa, a.s. - ing. Vala

# zprávy z podniků, institucí a řešitelských pracovišť

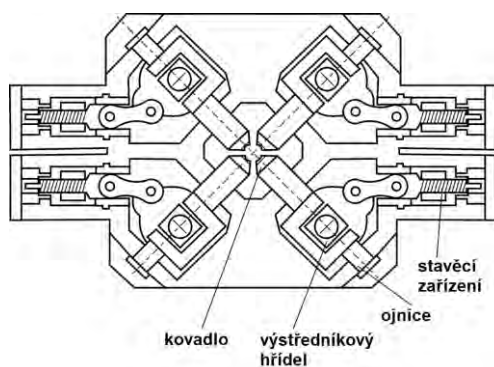
## Využívání radiálních kovacích strojů zaznamenává rozmach

Ing. Ladislav Jílek, CSc., Ostrava

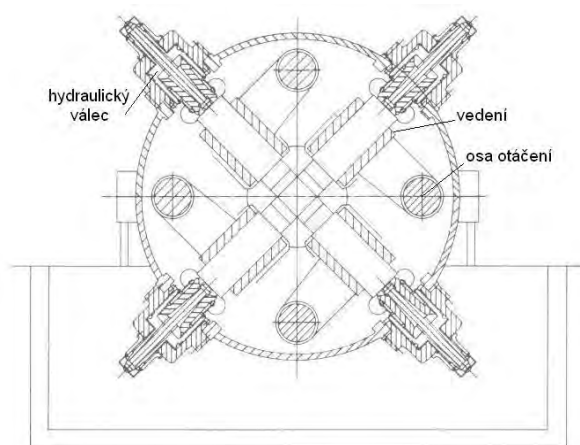
Radiální kovací stroje zpravidla pracují se čtyřmi kovadly, které současně udeří na kovaný kus. Používají se pro kování podlouhlých výkovků. Jde o vysoce výkonné a užitečné stroje, které mají pevné místo při kování ušlechtilých ocelí a v mnoha dalších oblastech tváření. V našich podmínkách je vhodné dohodnout se na jednotném názvosloví. Kromě výrazu *radiální kovací stroj (RKS)* se u nás používají výrazy *stroj GFM*, *rotační stroj* nebo *rychlakovadlo*. V angličtině je ustálený výraz *Radial Forging Machine*, i když i zde se objevuje výraz *Squeeze Machine* a většina jazyků přijala ekvivalenty tohoto označení. Jelikož jde o delší sousloví, je vhodné zavést zkratku RKS. S vývojem radiálních kovacích strojů začala rakouská firma GFM (Gesellschaft für Fertigungstechnik und Maschinenbau, GmbH, Steyer) již v r. 1946. V kovárnách se však tyto stroje začaly zavádět až asi v roce 1960. Brzy je začala vyrábět i firma Eumuco (nyní SMS Meer), Danieli a později Pahnke, která se od té doby několikrát transformovala.

### 1. Konstrukce stroje

Prvé stroje měly mechanický pohon. Jejich příklad je znázorněn na obr. 1. V rámu stroje jsou umístěny čtyři klikové mechanismy a čtyři stavěcí zařízení. Pokud jsou klikové mechanismy poháněny dvěma nebo čtyřmi elektromotory, jsou mechanicky propojeny tak, aby byl chod synchronizován. Kromě pohonu klikovým hřídelem se používá pohon s vačkami a další druhy pohonu. Existují i stroje s jiným počtem kovádel: 2, 3, 6 nebo 8. U větších strojů se uplatňuje i hydraulický pohon. Příklad uvádí obr. 2.



Obr. 1 Schéma mechanického pohonu RKS



Obr. 2 RKS s hydraulickým pohonem

Znázorněný stroj z obr. 2 umožňuje přesazování kovádel. Hydraulický válec působí na beran vedený v pouzdře, přičemž pouzdro je upevněno k rámu pomocí čepu, který se může natáčet. Osa beranu se tím poněkud vychýlí z radiálního směru, což umožňuje kovat široký sortiment na jedné soupravě kovádel.

Jednou z výhod hydraulického pohonu je, že po celé dráze beranu působí konstantní síla. Další výhodou je mnohem tišší chod ve srovnání s mechanickým pohonem, který se vyznačuje nadměrnou hlučností. U RKS s mechanickým pohonem je možné významně snížit hlučnost tak, že se mezi klikový pohon a beran vloží hydraulický polštář. Ten kromě tlumení hluku umožňuje i nastavování polohy beranu.

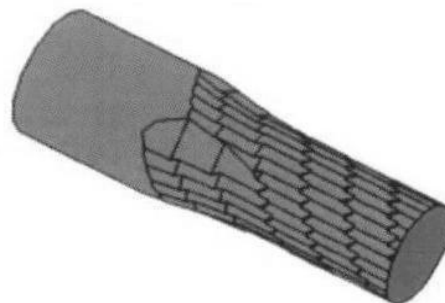
### 2. Charakteristika radiálního kování

Radiální kovací stroje mají řadu odlišností od jiných, srovnatelných kovacích strojů:

- vysoká kadence úderů, která závisí na velikosti stroje; u strojů střední velikosti se pohybuje okolo 250 až 300 úderů za minutu, u větších strojů je nižší,
- odlišná styčná plocha mezi tvářecím nástrojem a kovaným materiálem,
- větší poměrná délka záběru a současně při kování válcových tvarů je ukazatel  $c$  (poměr délky obvodu výkovku v pásmu deformace, na který působí

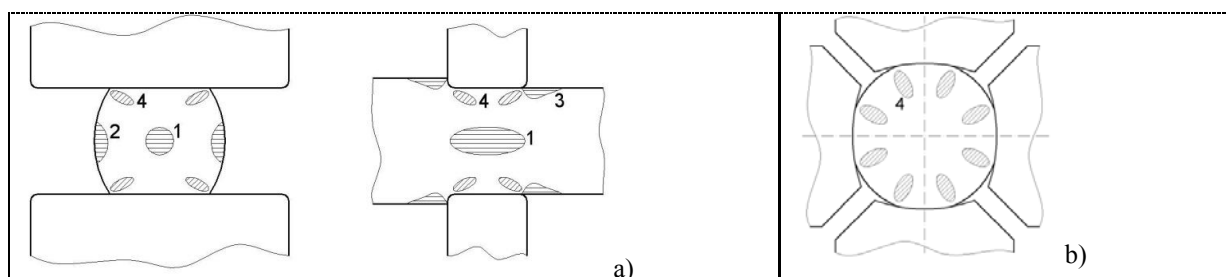
- kovádla, k celkové délce obvodu netvářené části materiálu) poměrně malý,
- výskyt tahových napětí je velmi malý,
- smykové deformace jsou výraznější
- vysoká kadence úderů vede k tomu, že tvářený materiál chladne velmi pomalu, v určité fázi jeho teplota dokonce může vzrůstat,
- výskyt povrchových vad, kterou je u některých značek ocelí třeba odstranit obráběním, je při radiálním kování menší,
- vyšší přesnost výkovků,
- menší přídavky na obrábění,
- vyšší využití kovu,
- nižší zmetkovitost,
- pomalejší chladnutí při kování; na jeden ohřev lze provést podstatně větší redukci.

opatřených náběžnými plochami. Rozkovek se mezi údery pootáčí kolem své podélné osy. Při velkých úběrech se na povrchu tvoří šroubovice, přesněji řečeno dvouchodá šroubovice, poněvadž oba páry kovádel vždy udeří současně.



Tvar styčné plochy je znázorněn na obr. 3 pro případ nejběžnějšího kování, a to kování tyče kruhového průřezu na tzv. stříškových kovádlech,

Obr. 3 Tvar styčné plochy při kování tyče kruhového průřezu na kovádlech s náběžnými plochami



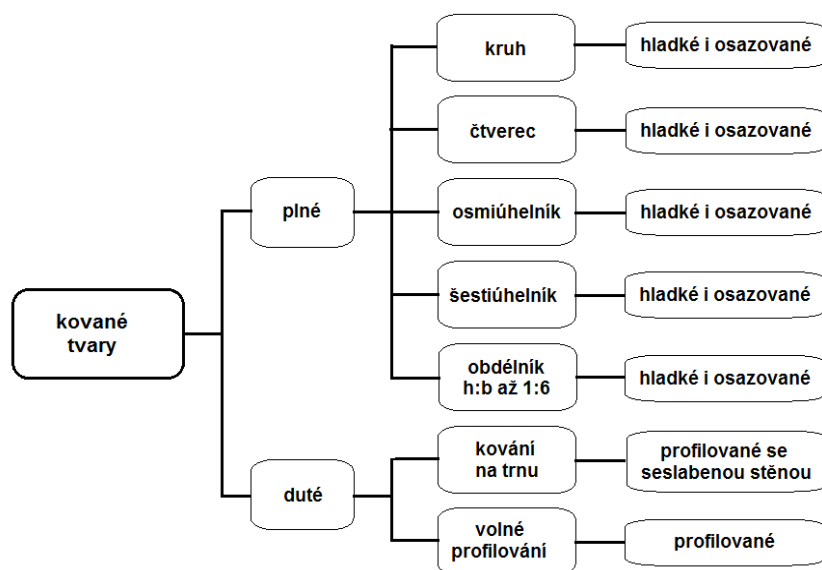
Obr. 4 Vybrané oblasti v ohnisku deformace při prodávování a) na bucharu nebo lisu, b) na radiálním kovacím stroji. 1 – oblast tahových napětí v ose, 2 - oblast tahových napětí na bočním povrchu, 3 - oblast tahových napětí u hrany kovádel, 4 - oblast smykových napětí v úhlopříčné rovině

Na obr. 3 je vidět, že styčná plocha je poměrně úzká a dlouhá. Přesto je stav napjatosti příznivý. Na obr. 4 je znázorněno porovnání ohniska deformace při prodávování na bucharu nebo lisu a na radiálním kovacím stroji. Při prodávování dvěma kovádky působí v ose kovaného kusu tahové napětí, které může zvětšovat případné osově vady kovaného materiálu. Další oblasti tahových napětí jsou při bočním povrchu a u hrany kovádel. Na obou těchto místech se mohou rozšiřovat případné povrchové vady nebo u špatně tvařitelných materiálů zde může docházet k trhání. V úhlopříčných rovinách (v blízkosti povrchu oblasti ztížené deformace) se nacházejí oblasti výrazných smykových napětí, v nichž je rozrušování lící struktury nejintenzivnější. Při kování čtyřmi stříškovými kovádky se oblasti s výrazným tahovým napětím prakticky nevyskytují a oblasti s příznivým smykovým napětím je více a zaujímají v souhrnu větší část průřezové plochy.

U radiálních kovacích strojů je potřebná síla na vykování určitého průřezu 0,7násobkem síly konvenčního lisu. Vysvětluje se to menší styčnou plochou. Takovýto stroj však má 3 až 4násobnou produktivitu díky vyšší kadenci a menšímu nároku na přehřevy [1].

### 3. Technologie radiálního kování

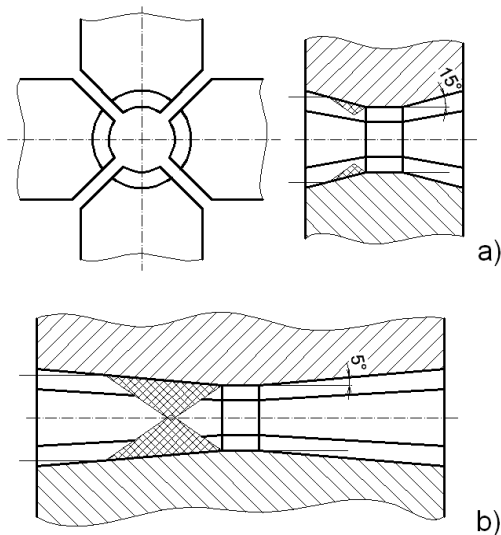
Na radiálních kovacích strojích se kovou převážně hladké válcové nebo čtyřhranné tyče. Kromě těchto nejčastějších typů výkovků lze kovat i šesti a osmiúhelníkový průřez a obdélníkový průřez s poměrem stran až 1 : 6. Kromě hladkých tyčí lze kovat i osazované tyče a významné je i kování dutých těles, jak je naznačeno ve schématu na obr. 5.



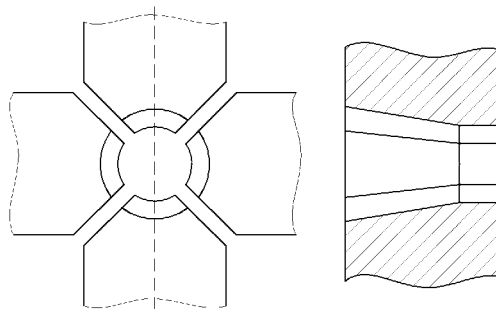
Obr. 5 Kované tvary

### 3.1 Kování plných výkovků

Při kování tyčí kruhového průřezu se většinou používají kovádla podle obr. 6. Pracovní plocha kovádel má vstupní a výstupní náběhový kužel a střední kalibrační část. Náběhové kužele mají malý sklon povrchu, aby deformace pronikala do středu kovaného kusu. Z obr. 6 je zřejmé, že hloubka proniku deformace při sklonu kuželové části rovném  $15^\circ$  je malá. Kovaný kus se po každém úderu pootáčí o určitý úhel.

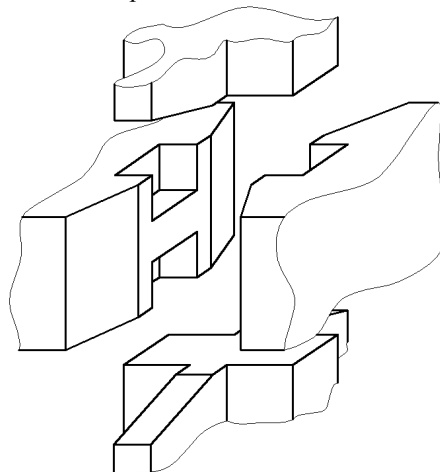
Obr. 6 Kovádla pro kování tyčí kruhového průřezu s různým sklonem náběžné plochy a)  $15^\circ$ , b)  $5^\circ$ 

Tato kovádla jsou málo vhodná pro osazované výkovky. V případě, že je požadován jednostranně osazený nebo stupňovitý výkovek, je možné použít kovádla podle obr. 7. Tato kovádla mají kuželovou část jen na jedné straně. Prodlužuje se jenom v jenom směru pojezdu manipulátoru, ve druhém směru se pak osazuje, přičemž je nutné pracovat s menšími úběry.



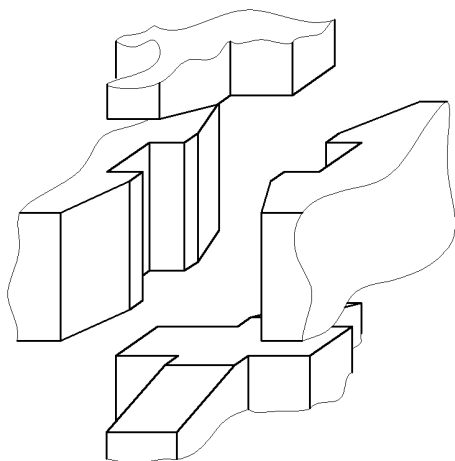
Obr. 7 Kovádla pro kování stupňovitě osazených výkovků

Tyče čtvercového průřezu se ková na kovádlech podle obr. 8. Mají opět plochou střední část a dvě šikmé náběžné plochy. Někdy se tato kovádla označují jako „stříšková“. Aby bylo možné kovat různé průřezy, mají boční kovádla výřezy, do kterých při dosednutí zapadají výstupky na horním a dolním kovádle. Styčná plocha bočních kovádel má tvar písmene H, u druhého páru má tvar kříže. Pro kování čtyřhranných osazených výkovků se používají kovádla jen s jednou náběžnou plochou nebo bez náběžných ploch. Při kování na těchto kovádlech se kovaný kus neotáčí po každém úderu, ale pouze po ukončení průchodu se může hranit.



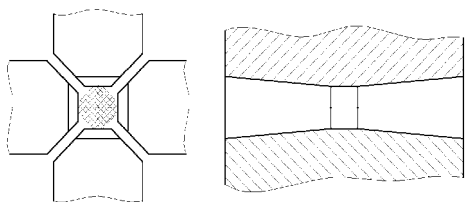
Obr. 8 Kovádla pro kování čtyřhranných tyčí

Někdy se pro kování čtyřhranných tyčí používají jednoduchá plochá kovádla. Kovací stroj je ovšem nastaven tak, že na tvářený materiál dosedají střídavě vertikální a horizontální dvojice kovádel. Toto řešení je sice jednoduché, v každém případě se však při něm ztrácí hlavní efekt radiálního kování, kterým je potlačení tahových napětí v pásnu deformace. Pro ploché tyče se používají kovádla podle obr. 9. Liší se od předchozích pouze tím, že boční kovádla, která působí na boční stranu kované ploché tyče, mají zjednodušený tvar.

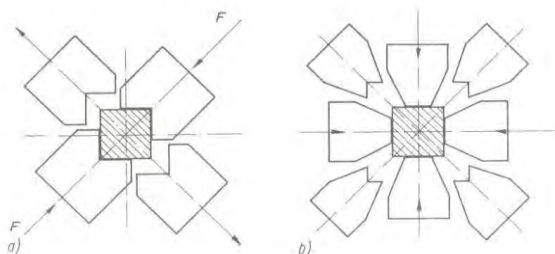


Obr. 9 Kovadla pro ploché tyče

Někdy se používají univerzální kovádla podle obr. 10. Kovou se na nich i válcové tyče. Mezi údery se tyč nepootáčí, po průchodu se hrani pouze o 45°. Tyč má tedy stále osmiúhelníkový průřez. To je výhodné z toho důvodu, že nemá ostré hrany, které rychleji chladnou. Hensel a Poluchin doporučují kovádla podle obr. 11. Možná umožňují dosáhnout dobrou geometrii, avšak v kovárnách se nerozšířila.



Obr. 10. Univerzální kovádla



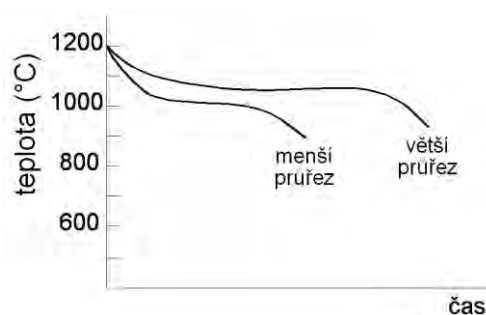
Obr. 11 Kovadla pro čtyřhranné tyče podle Hensela a Poluchina [2] a) čtyřkovadlový stroj, b) osmikovadlový stroj

Kovádla jsou u těchto strojů silně namáhána. Jejich pracovní plocha je proto vyrobena ze slitiny Nimonic

nebo se jejich pracovní plocha navaňuje vhodnou elektrodou ve vrstvě s dostatečnou tloušťkou.

Na radiálních kovacích strojích se pracuje s velkými úběry na jeden průchod, a to až 35 %. Poměrná délka záběru  $l_z$  je velká, např. 0,8 až 1,2 [3]. Na stroji SMX 180 v POLDI se pracuje s úběry až 40 % a rychlostí posuvu až 150 mm/s [4]. U špatně tvařitelných materiálů a v hladicích průchodech se volí pochopitelně menší úběry.

Obecným znakem radiálního kování je, že probíhá vysokou rychlostí a materiál chladne velmi málo. Typický průběh teplot při kování tyčí je znázorněn na obr. 12. Teplota je po celé délce téměř konstantní. Ve střední fázi kování materiál téměř nechladne nebo se dokonce jeho teplota zvyšuje přeměnou deformační práce v teplo. Protváření po průřezu je velmi rovnoměrné.

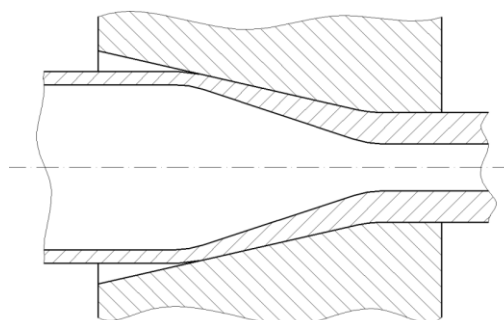


Obr. 12 Typický průběh teploty v průběhu kování tyče

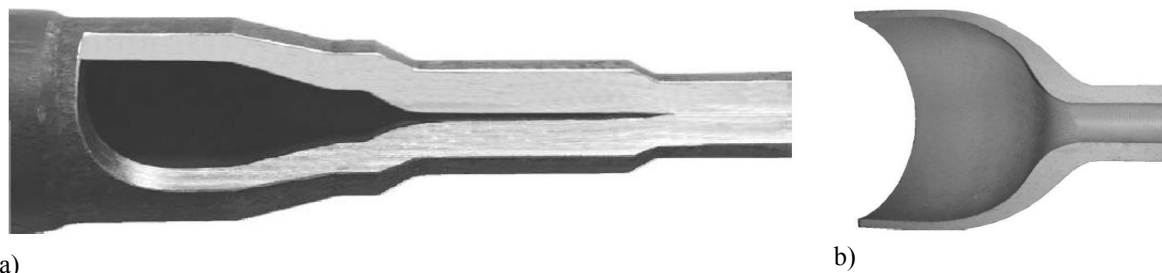
### 3.2 Kování dutých výkovek

Na radiálních kovacích strojích lze vyrábět i duté polotovary a součástky. Východím polotovarem jsou nejčastěji děrované špalky nebo válcované trubky. Tvarují se buďto volně, tj. bez trnu, nebo se dovnitř vkládá trn. Profil trubek je možné upravovat za tepla i za studena. Lze si přitom vystačit s dvoukovadlovým strojem, který je jednodušší a levnější než vícekovadlové.

Při tváření bez trnu dochází k výraznému zvětšení tloušťky stěny, jak ukazuje obr. 13. Tento postup se používá například při uzavírání konců trubek při výrobě tlakových lahví [6]. Příklady výkovek kovaných bez trnu jsou znázorněny na obr. 14.

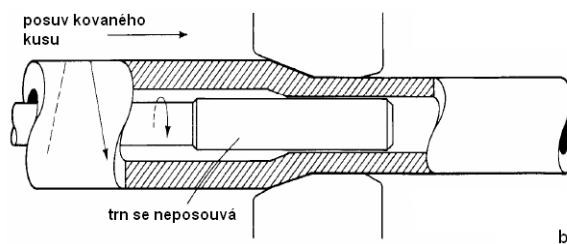
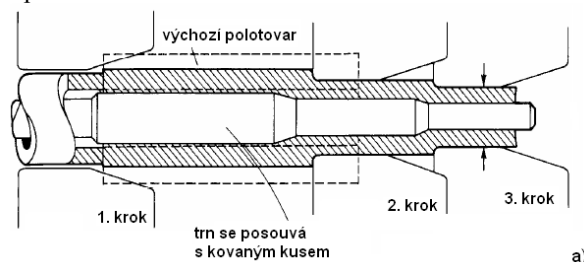


Obr. 13 Redukce průměru trubky bez použití trnu [5]



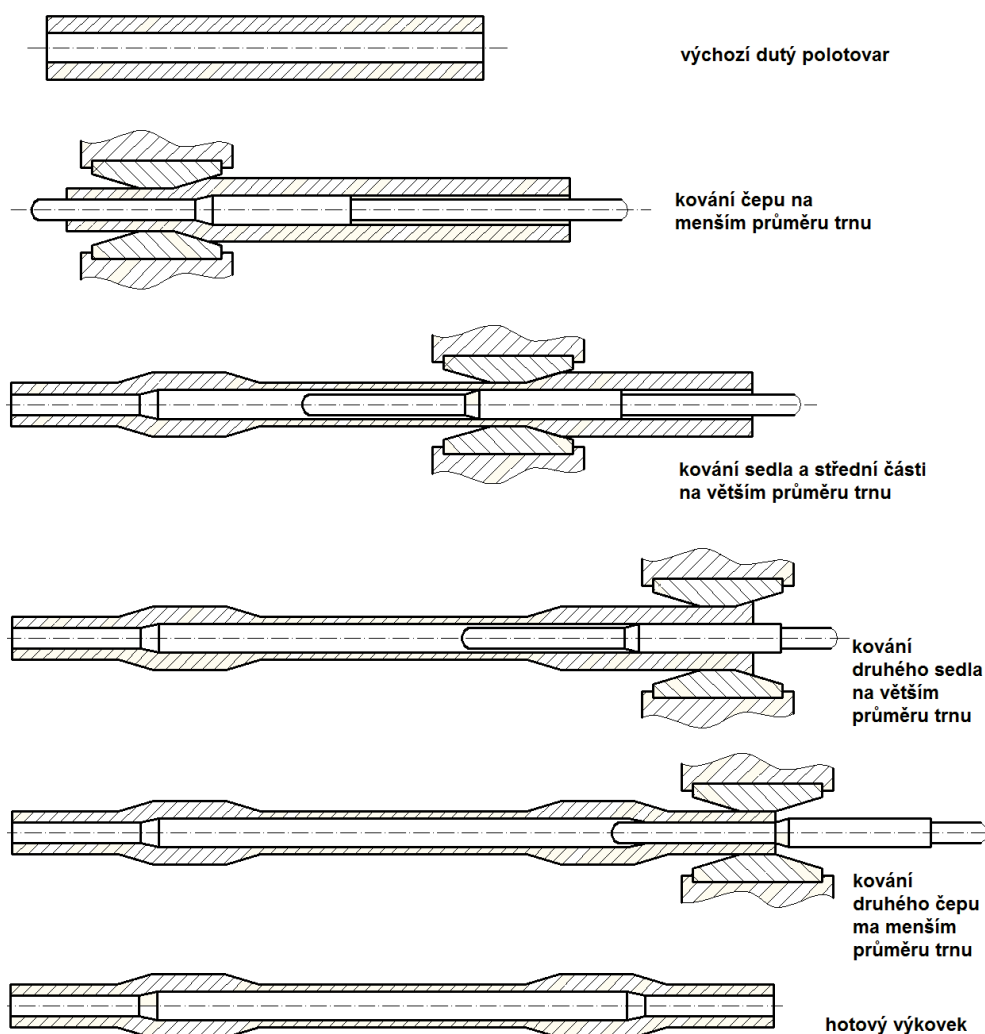
Obr. 14 Příklady dutých výkovků kovaných bez trnu; a) hřídel, b) hrdlo tlakové lahve [7]

Při kování na trnu se uplatňují dvě technologie znázorněné na obr. 15. Stupňovitě výkovky lze kovat tak, že se trn při kování posouvá spolu s kovaným kusem, při druhé technologii trn sice rotuje, avšak neposouvá se.



Obr. 15 Technologie kování na trnu a) s posuvem trnu, b) bez posuvu trnu [7]

Postup kování duté nápravy železničního vozu s využitím trnu ukazuje obr. 16. Při kování se používá osazený trn, který má větší a menší průměr. Pouzdro vykované s použitím trnu je na obr. 17.



Obr. 16 Postup kování duté nápravy pro vagony [7]

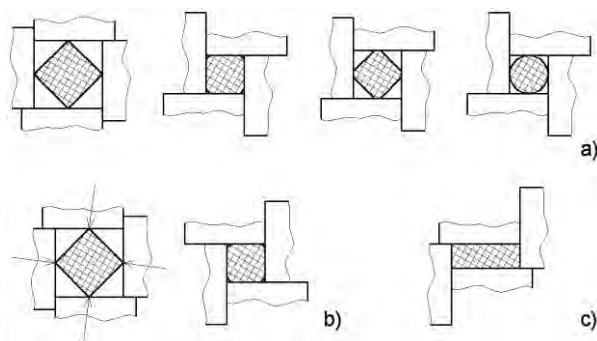


Obr. 17 Pouzdro vykované radiálním kováním s použitím trnu [7]

Tvářením trubek za studena lze na radiálních kovacíh strojích vyrábět řadu rozmanitých součástek, například pro letecký průmysl, přičemž je to zpravidla levnější než jiné postupy.

### 3.3 Přesazování kovadel

Některé RKS, jak již bylo řečeno, umožňují vychýlení pohybu kovadel z radiálního směru a tím pracovat s přesazováním kovadel. To umožňuje kovat jedním typem plochých kovadel, případně plochých kovadel s náběžnou šikmou plochou celý základní sortiment výkovků, jak ukazuje obr. 18.



Obr. 18 Technologie kování na stroji s přesazováním kovadel: a) kování válcové tyče, b) kování čtvercové tyče s přesazováním kovadel na druhou stranu, c) kování ploché tyče

Při kování válcové tyče se většinou nepracuje s rotací rozkovku. Výchozí polotovár čtvercového průřezu se překovává „na hranu“, získá se zpravidla meztvar s nepravidelným osmiúhelníkovým průřezem, který se hraní o 45°. Rotace rozkovku se provádí až při závěrečném hlazení. Po určité době jsou kovadla opotřebovaná více na jedné straně, proto se začne přesazovat ve druhém směru, jak ukazuje obr. 18 b). Zde je také vyznačeno, že následkem odchýlení pohybu kovadel od radiálního směru, působí kovací síla v poněkud šikmém směru. Na průběh kování ani na rozložení napětí to však nemá prakticky žádný významný vliv.

Důležitou předností strojů s přesazováním kovadel je, že na jednom typu kovadel se dá vykovat velmi široký sortiment. Není tedy třeba přerušovat kování proto, že rozkovek dosáhl průměr, kdy je třeba vyměnit kovadla.

### Závěr

Použití radiálních kovacíh strojů se rozšiřuje. Firma GFM na svých webových stránkách uvádí, že jich už dodala více než 700 kusů a většina z nich stále pracuje. Kromě této firmy RKS dodávají i další výrobci. Tyto stroje se využívají především při kování tyčí, a to až do velkých průměrů. Dobře se osvědčily při kování nerezavějících ocelí, niklových slitin, titanu a dalších materiálů, které je často obtížné válcovat. Roste i podíl tlustostěnných trubek, pro jejichž kování stačí trn vhodného průměru a nejsou třeba další specializované nástroje. V neposlední řadě se radiální kování uplatňuje při kování osazených výkovků, jako jsou nápravy pro železniční vagony. Radiální kovací stroje dosahují vysokou produktivitu, která je i několikanásobná ve srovnání s kovacími lisem. Používané nástroje jsou zpravidla univerzální. Je proto možné ekonomicky kovat i malé série nebo i jednotlivé kusy.

### Literatura

- [1] MEYBOHM, C.: Latest development in open die forging. In: *13<sup>th</sup> International Forgemasters Meeting*, Pusan, Korea, 1997, s. 375
- [2] HESEL, A., POLUCHIN, P. I.: Technologie der Metallformung. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, rok?
- [3] NIESCHWITZ, P.C., MEYBOHM, C.: *Hydraulisch angetriebene Radial-Umform-Schmiedemaschine für flexible Schmieden kleinen Losgrößen*. Firemní literatura SMS HASENCLEVER.
- [4] PÁLEK, J., ŠIMEK, Z.: Poznatky z provozu kovacího stroje SXL 40 v POLDI-SONP Kladno. *Hutník*, 1977, č. 11, s. 424-426
- [5] CNN rotary forging shows process and product advantages. *Metallurgia*, 1993, č. 2, s. 42
- [6] BARTEČEK, R.: Rotační kování polotovarů a součástí. *Kovárenství*, 1999, č. 15, s. 18-22
- [7] WIESER, R.: GFM Radial Forging for Tubular products and Special Applications. In: *13<sup>th</sup> International Forgemasters Meeting*, Sheffield, Great Britain, 2006, ref. 6.1

# ze spolkové činnosti a odborných akcí

## **Zhodnocení mezinárodní konference metalurgie a materiálů METAL 2014 23. ročník, 21. - 23. 5. 2014, Hotel Voroněž, Brno**

Letošní ročník mezinárodní konference METAL se konal již počtvrté v Brně, v hotelu Voroněž. Konference se za posledních více než 20 let značně rozrostla. Letos poprvé počet registrací překročil hranici 500. Od roku 2009, kdy se po poměrně složitém úsilí podařilo dostat konferenční články do světově uznávané databáze Web of Knowledge/Web of Science společnosti Thomson Reuters, se počet účastníků postupně zvyšoval. Nárůst účastníků je však také dán i jinými faktory – jednacím jazykem angličtina a kvalitnější prezentace akce v zahraničí. Téměř 50 % účastníků letošního ročníku přijelo ze zahraničí. Výrazným jevem byla rostoucí mezinárodní účast, a to především z Polska a Ruska. Dostavili se však také účastníci z „exotičtějších“ zemí jako z Alžírsko, Austrálie, Číny, Íránu, Izraele, Koreje, Maroka, Tchajvanu aj.

Hodnotíme-li věkovou skladbu účastníků, pak se postupně, od jubilejního 20. ročníku, mění její struktura, a to výrazně ve prospěch mladší generace. Z různých vysokoškolských kateder, ústavů a institucí přijíždějí přednášet mladí pracovníci, jazykově i odborně vybavení, a jejich přednášky mají také ohlas v zajímavé diskusi. Toto „omlazení“ konference je přínosem a jistě i příslibem do budoucna.

Na letošní ročník konference METAL 2014 se registrovalo 530 účastníků z 37 zemí světa, na konferenci pak bylo fyzicky přítomno 432 účastníků z 26 zemí, kteří v rámci šesti symposií a posterové sekce přednesli a prezentovali 149 přednášek a 199 posterů. Pravidelná symposia zahrnují tato témata:

- A: Advanced Iron and Steelmaking
- B: Metal Forming
- C: Steel Product Properties
- D: Modern Trends in Surface Engineering
- E: Non-ferrous Metals and Alloys
- F: Economy and Management of Metallurgical Production

Počet přihlášených přednášek byl v některých symposiích vyšší, než bylo možné v určeném čase přednést; vybraní účastníci tedy své příspěvky prezentovali v posterové sekci.

Konference byla zahájena 21. 5. 2014 v 10 hod. Po úvodním slově prof. Klibra, garanta konference

a dalších organizátorů byly prezentovány dvě plenární přednášky:

„High Temperature Superconductors and their Application for Levitation“ od prof. Dr. Ludwiga Schultze z Leibnizova institutu v Drážďanech (Leibniz Institute for Solid State and Materials Research)

„Trends and Direction in Materials Development“ od Ing. Juraje Lapina, DrSc. z Ústavu materiálů a mechaniky strojů SAV v Bratislavě.

Plenární sekci zakončila komerční prezentace firmy Nanovea, Irvine, USA.

Průměrný počet přednášejících ve třech jednacích půldnech konference, a to středa odpoledne, čtvrtek dopoledne a pátek dopoledne, se pohyboval mezi 30 až 40.

Ve středu 21. 5. 2014 se konal společenský večer, který byl dle slov účastníků perfektně zorganizován. Rovněž tak Beer party, která proběhla následující večer ve stylové restauraci Moravská chalupa, měla velký úspěch. Obě tyto akce byly pochopitelně bohatě zastoupeny účastníky a splnily očekávání jak po společenské, tak kulinářské stránce.

Konferenci lze hodnotit jako velmi zdařilou. Celkový dobrý dojem doplnilo pěkné počasí; účastníci se v hojném počtu zúčastnili doprovodného programu – plavby lodí po přehradě v Bystřici, kterou pro zaplnění volného času využilo cca 100 účastníků. Ostatní účastníci navštívili Technické muzeum případně Vilu Tugendhat nebo se věnovali individuální prohlídce města Brna.

V oblasti kovových materiálů a slitin je tato tradiční konference dlouhodobě největší nejen v České republice, ale i v sousedních zemích. Dokonce se vyskytl názor, že by bylo vhodné konferenci přejmenovat na kongres, protože nic podobného se ve středoevropském regionu v takovém rozsahu a v takovém provedení symposií neuskutečňuje.

Konferenci pořádá firma TANGER Ostrava za účasti partnerů: Fakulta metalurgie a materiálů VŠB-TU Ostrava, ČSNMT – Česká společnost pro nové

materiály a technologie, ASM Czech Republic Chapter a další. Příprava i vlastní průběh akce probíhal díky dlouhodobým zkušenostem i osobní obětavosti organizátorů a jejich pomocníků bez komplikací. Poděkování na závěr patří také členům programového

výboru a garantům jednotlivých symposií a doktorandům; všichni se aktivně zapojili do organizování mezinárodní konference, a přispěli tak k jejímu zdárnému průběhu.

---

## Krise snižuje ukrajinskou poptávku

Steel Business Briefing

28. 4. 2014

Ačkoliv ukrajinští výrobci oceli trvají na tom, že nepocítují žádné vážné účinky politických turbulencí a občanských protestů ve východní části země, většina z nich přiznala, že klesající domácí poptávka po oceli a stále více se uzavírající ruský trh se stávají důvodem k vážným obavám. Některé závody, zvláště výrobci kolejových vozidel říkají, že jsou více v depresi než ostatní ukrajinské sektory spotřebovávající ocel, částečně kvůli mizejícím objednávkám od hlavního kupce – Ruska. Průmyslové sdružení Metallurgprom odhadlo, že Ukrajina spotřebovala v prvním čtvrtletí tohoto roku 1,35 mil. t oceli, tj. o 20 % méně než v témže čtvrtletí minulého roku. Exporty do zemí SNS (hlavně Ruska) spadly o 32 % z 1,1 mil. t v období leden-březen 2013 na 740 tis. t ve stejném čtvrtletí tohoto roku, zatímco celkový export klesl o 5 % na 5,65 mil. t. Nejhorší aspekt krize pro ukrajinský ocelářský průmysl je neochota a neschopnost investovat do kapitálového majetku nebo dokonce přijmout dlouhodobou strategii. Mimo oblast SNS nebyl zatím zaznamenán žádný dopad na ukrajinské materiálové exporty, ale všichni obchodníci zmiňují problémy s financováním, potenciálně ovlivňujícím trhy v květnu.

## U.S Steel předpokládá ztráty u plochých válcovaných produktů po provozních nehodách

www. bloomberg.com

29. 4. 2014

U.S. Steel Corp., největší výrobce kovů v USA, předpovídá ve 2. čtvrtletí 2014 ztrátu u své největší divize poté, co neštěstí a špatné počasí přerušilo výrobu ve dvou závodech. Přerušení výroby limituje výrobní kapacity U.S. Steel, snižuje dodávky a zvyšuje náklady. Tři vysoké pece v závodě Great Lakes nejsou v provozu od zřícení vyzdívky, ke kterému došlo 27.3.2014. Prodej v 1. čtvrtletí 2014 klesl o 3,2 % na 4,45 bil. USD.

## Ceny ocelových plechů v jihovýchodní Asii vykazují vzestup

Steel Guru / Steel Trade Today

29. 4. 2014

Známky vzestupu cen ocelových plechů pro všeobecné použití se začínají rýsovat v jihovýchodní Asii. Mnoho čínských válcoven nabízí vzestup cen o 20 až 30 USD pro dodávky v dubnu a PT Krakatau POSCO z Indonésie rovněž vede jednání o mírném zvýšení. Budou-li tyto ceny akceptovány, zvýší se cenová úroveň z 580 na 600 USD CFR. Ceny plechů pro všeobecné použití jsou na tak nízké úrovni, že už nemohou být dále sníženy. V Číně Wuhan Iron & Steel nechává své ceny na květnové dodávky nezměněny, zatímco Anshan Iron & Steel své ceny lehce zvyšuje o 50 CNY. Lze říci, že se ceny začínají odrážet ode dna. Není to tím, že by se zvyšovala poptávka, ale čínské válcovny se zaměřují na ziskovost a útočí na zotavení cen. Také v evropském regionu se šíří takové informace, že se vývoj cen plechů pro všeobecné použití otočil. Říká se, že je to vyvoláno konfrontací Ruska a Ukrajiny. Ruské preferenční zacházení s plynem pro Evropu končí a výrobní náklady každé válcovny stoupají. Koncem 1. čtvrtletí se vyskytla informace, že čínské válcovny sníží ceny svých plechů z důvodu snížení cen vstupů pro vysoké pece. Ve skutečnosti se ceny plechů pro Koreu při mírném snížení stabilizovaly.

# nová literatura

Petr Klán

## Čísla

### Vztahy, vhledy a věčné inspirace

(Recenze Ing. RNDr. Bohumil Tesařík)



Dejme číslům šanci a objevme jejich historii a úlohu v moderní společnosti. Příběhy matematiky, Po stopách obchodního cestujícího, Zlatý řez, Od nuly k nekonečnu, Je Bůh matematik, Matematika – 50 myšlenek, které musíte znát, Kabinet matematických kuriozit, Neřešitelné rovnice, Matematika – 100 objevů, které změnily historii, Jazyk matematiky. To je pouze ilustrativní výběr názvů z početné řady zajímavě a srozumitelně psaných knižních titulů ze světa matematiky, vydaných v posledních deseti letech, kterými se některá naše nakladatelství (Dokořán, Argo, Slovart, Edika, Fragment, Prometheus, Portál aj.) snaží vyjít vstříc širokému okruhu čtenářů, kteří sami nejsou profesní matematici, ale matematickou problematikou se zabývají v zaměstnání i soukromí. U zájemců o tyto tituly se předpokládá jejich znalosti na úrovni absolventa alespoň střední školy, ale i tento požadavek je v drtivé většině trochu z pilnosti a navíc. Zato se u čtenáře očekává celková zvědavost, chuť vnímat nové zážitky (zvláště když školní matematika je často k uzoufání nudná) a hlavně přání, podívat se matematice a jejím tvůrcům trochu do karet. Matematika je rozsáhlý obor a není možné, aby ji kdokoli zvládl v celé její šíři. Každý se však může pustit do jejího objevování a najít si k ní svou vlastní cestu. Již od nejstarších lidských dob se k číslům vážou nejen matematické, poznávací, ale i kulturní asociace s náboženskými, filozofickými a estetickými souvislostmi. Pomáhají rozumět historii, studovat a modelovat současnost i utvářet budoucí vědění. Jedním z odvětví matematiky je také teorie čísel, zabývající se studiem vlastností celých čísel – jejich tvarů, vztahů a souvisejících struktur. Je to velmi rozsáhlá disciplína a také velká část slavných matematických problémů z historie i současnosti pochází z teorie čísel. Poznatky a tvrzení o celých číslech jsou totiž v převážné většině snadno vyslovitelné a lehce pochopitelné i pro člověka bez matematického vzdělání, avšak jejich dokázání vyžaduje použití specializovaných metod z řady jiných odvětví matematiky.

Nová publikace doc. Ing. Mgr. Petra Klána "Čísla", kterou s podtitulem "Vztahy, vhledy a věčné inspirace"

vydalo v edici GALILEO nakladatelství Academia (Praha 2013, 1. vyd., 248 s., 86 obr., ISBN 978-80-200-2137-3), je slovníkovým zpracováním důležitých čísel malých i myslitelně velkých a jejich vztahů – od poměrně pozdního objevu nuly přes Planckův čas (nejmenší míra času v kvantové mechanice  $10^{-43}$  s), 0021 (číslo, na které se dá pohlížet jako na velikost mávnutí motýlího křídla, počátek chaosu), zlatý řez, 2,718... (Napierova konstanta, základ přirozených logaritmů), 3,14159... (Ludolfovo číslo), 10 (základ desítkové soustavy, patrně vázán k deseti lidským prstům), 11 (používané v mezinárodní klasifikaci knih IBSN), 12 (se silnou vazbou na nebe i náboženství), 13 (nešťastné číslo spojené s obavami, pravděpodobně podle 13 účastníků "poslední večeře"), 60 (základ šedesátkové číselné soustavy používané Babyloňany, dědictvím po nich je dělení kruhu na 360 stupňů, 60minutová hodina a 60sekundová minuta), 98 (rozhodující parametr v tzv. bramborovém paradoxu), 666 (číslo šelmy), 1836 (vyjadřující poměr hmotnosti protonu k hmotnosti elektronu), největší současná čísla (Grahamova) až po potenciální a aktuální nekonečno reálných čísel. Je možné v ní objevit individuální sílu čísel spolu s jejich úlohou a souvislostmi v matematice, přírodě, vesmíru, životě a vědě. Historie čísel v ní postupně přechází do moderní současnosti a nachází vztahy, o kterých není běžné slyšet a které rozvíjejí tvůrčí mysl čtenářů (nepředpokládají se u nich žádné specifické znalosti) při objevování více než jedné cesty. Takové objevování nabízí příběhy čísel často. Ve většině hesel je zřetelná stopa největších matematiků stejně jako pozorovatelného i transcendentního vesmíru. Slovník je doplněn stručnou historií čísel a glosářem používaných termínů.

Z výsledků teorie čísel čerpají různé obory, protože žádná jiná část matematiky není tak blíže přístupná a inspirativní. Snad nejlépe to dokazuje fakt, že na používání specifických velkých čísel je založena značná část moderní komunikace v počítačových sítích. Velká prvočísla činí komunikaci bezpečnou, chráněnou proti nepovolanému přečtení. Vztahy a vlastnosti čísel jsou také jednou z mála oblastí matematiky a pravděpodobně vědy vůbec, kde není těžké zřít si vlastní domácí "laboratoř" s jakýmkoliv počítačem. Ačkoliv to není obvyklé, nemůže si recenzent tentokrát odpustit připomínku autorova věnování, uvedeného v předmluvě: "Vám, kteří jste vzdorovali komunistické době obyčejným, lidským, slušným způsobem".

## *Michael J. Mauboussin*

# Dvakrát měř, než rozhodneš

(Recenze Ing. RNDr. Bohumil Tesařík)

Jak nepodlehnout svodům intuice a vyhnout se myšlenkovým chybám v rozhodování. "Chyby dělají člověka sympatickým." (cit. Johann Wolfgang Goethe). "V životě je třeba se mýlit. Mýlit totiž znamená poznávat." (cit. Romain Rolland). "Opravdovým zdrojem poznání je omyl." (cit. Karel Čapek). "Chyby budou, dokud budou lidé." (cit. Tacitus).



Nikdo se neprobouzí s myšlenkou, že "dneska bude přijímat chybná rozhodnutí." A přesto se jich všichni neustále dopouštíme, bez ohledu na to, jaký je obor naší působnosti a specializace, v níž pracujeme. Zvláště překvapivé je, že některých z největších omylů se dopouštějí lidé, kteří jsou, měřeno objektivními standardy, velice inteligentní.

Chytří lidé se dopouštějí velkých, hloupých a závažných chyb. S rozhodováním je také spojen pozoruhodný paradox. Téměř každý si uvědomuje, jak je rozhodování důležité, a přesto se v něm cvičí tak málo lidí. Proč neučíme mladé studenty a zaměstnance rozhodování? Jak je možné, že jen tak málo pracovníků odborných profesí – vrcholových vedoucích pracovníků, lékařů, právníků, policistů a státních úředníků – je s těmito důležitými myšlenkami obeznámeno?

Proč je tak obtížné přijímat správná rozhodnutí? Zkušený americký investiční stratég a mimořádný profesor financí na Columbia Business School Michael J. Mauboussin tvrdí ve své knize "Dvakrát měř, než rozhodneš", pohotově vydané z anglického originálu (2013) s podtitulem "Jak se vyhnout myšlenkovým chybám v rozhodování" nakladatelstvím Management Press (Praha 2014, 1. vyd., 224 s., ISBN 978-80-7261-270-3, překl. Irena Grusová), že se často stáváme obětí zjednodušených mentálních rutin a že správný proces přijímání dobrých rozhodnutí (zejména v situacích, kdy jde o mnoho, kdy jsou naše sázky vysoké) je v rozporu s přirozeným fungováním naší mysli. Ve složitých situacích se naše myšlení uchyluje ke zjednodušeným vzorcům, které zastíňují lepší přístupy k problémům, a to i v okamžicích, kdy uplatňujeme logické myšlení, podvědomě podléháme společenským či situačním vlivům. Přesto lze nesprávnému vyvozování kauzálních vztahů, nekritickému spoléhání na úsudek expertů, neschopnosti zvážit dostatečné množství možných alternativ, nepřihlížení ke zkušenostem druhých s

podobnými problémy, zavádějícímu zjednodušování složitých problémů a dalším kognitivním chybám předcházet. Naštěstí se můžeme naučit vzdorovat vlastní intuici tím, že se naučíme používat staré české přísloví "dvakrát měř, jednou řež" v praxi a přijímat rozhodovací strategie, které jsou mnohem efektivnější, ačkoli jsou někdy v rozporu s naší momentální situací.

Autor probírá v osmi kapitolách hlavní chyby, kterých se my, pracovníci odborných profesí, dopouštíme. Konkrétně: Kapitola 1 popisuje naši tendenci považovat každý problém za jedinečný, místo abychom pozorně zkoumali zkušenosti jiných. Kapitola 2 se věnuje tunelovému vidění, kdy za určitých okolností opomíjíme zvažování alternativ. Kapitola 3 poukazuje na naše nekritické spoléhání na experty, kteří se obvykle vyznají jen ve svých velice úzkých specializacích. Kapitola 4 zdůrazňuje klíčovou roli, kterou má v procesu rozhodování kontext. Ukazuje, proč bychom se neměli unáhlivat při posuzování chování druhých, aniž bychom byli plně obeznámeni se souvislostmi jejich rozhodnutí. Kapitola 5 prozkoumává léčky porozumění složitým systémům na nesprávné úrovni. Pokusy o porozumění chování celku prostřednictvím agregování chování jednotlivých částí selhávají, neboť celek je více než souhrn jeho částí. Kapitola 6 varuje před predikováním příčinných souvislostí v systému, které je založeno spíše na attributech než na okolnostech. Kapitola 7 se zabývá fázovými přechody, při nichž drobné poruchy vnášené do systému mohou vést k velkým změnám. Kapitola 8 pojednává o vlivu dovednosti a štěstí na konečný výsledek. Závěr publikace shrnuje rady, jak uvažovat o chybách, které byly v celé knize probírány. Doporučuje také určité techniky umožňující osvojit si umění rozhodování, jako je vedení deníku rozhodnutí. Ačkoliv prvořadými čtenáři knihy budou investoři, podnikatelé a vrcholoví manažeři, obsažené myšlenky jsou stejně závažné i pro pracovníky jiných odborných profesí. Čtvrtinu z celého textu tvoří poznámkový aparát, který asi využijí jen jazykově vybavení čtenáři s možností získat citované prameny v našich podmínkách. Nikoli vše lze totiž zjistit na internetu.

**Ladislav Samek, František Černý**

## **Fyzika v příkladech/ Mechanika/Pro studenty vysokých škol**

(Recenze Ing. RNDr. Bohumil Tesařík)

Nová pomůcka pro řešení fyzikálních úloh. "Věci na tomto světě nelze poznat bez znalosti matematiky." (cit. Roger Bacon). "...pokud můžete změřit a vyjádřit pomocí čísel to, o čem mluvíte, něco o tom víte; pokud to ale změřit nedokážete, pokud to neumíte vyjádřit v číslech, vaše vědomosti jsou nedostatečné a neuspokojivé." (cit. Lord William Thomson).



Slavný americký vynálezce, držitel více než 300 realizovaných patentů a šéf výzkumu General Motors Charles F. Kettering kdysi řekl, že "dobře formulovaný problém je napůl vyřešený". Svým výběrem a zejména formou zadání vyhovuje této myšlence podstatná část fyzikálních úloh v nové práci "Fyzika v příkladech/Mechanika/Pro studenty vysokých škol"

(Nakladatelství Academia, Praha, 2014, 1. vyd., 204 s., ISBN 978-80-200-2319-3) dvou vědeckopedagogických učitelů na Fakultě strojní, ČVUT v Praze, prof. Ing. Ladislava Samka, DrSc. a prof. Ing. Františka Černého, DrSc.

Fyzika je přírodní věda, jež studuje nejobecnější vlastnosti látek a fyzikálních polí. Zabývá se zejména základními vlastnostmi hmotných částic a polí, jejich interakcemi a zákony pohybu, strukturou látek, různými druhy energie a jejich vzájemnou přeměnou. Fyzika byla původně jedinou naukou o celé živé a neživé přírodě (filozofie přírody), ale postupně se z ní oddělily další přírodní vědy. Jedním z nejstarších oborů fyziky je mechanika, která se zabývá mechanickým pohybem, tedy přemísťováním těles v prostoru a čase a změnami velikosti a tvarů těles. Již od počátku byla úzce spojena s technickými aplikacemi, např. s tvorbou mechanických strojů.

Publikace je rozdělena do deseti kapitol: Fyzikální veličiny a jejich jednotky, Základy vektorové algebry a vektorové analýzy, Kinematika posuvného pohybu, Kinematika pohybu po kružnici, Dynamika hmotného bodu, Dynamika soustavy hmotných bodů a těles, Pružnost a pevnost, Mechanika tekutin, Kmity,

Vlny. Akustika. Ty jsou uspořádány do tří částí: do úvodní teoretické části, která umožňuje zopakovat si látku bez použití jiné literatury, do části s řešenými příklady, která poskytuje návod k metodickému postupu a způsobu aplikace fyzikálních zákonů a vět při řešení konkrétních úloh, a do části s neřešenými příklady, ale s uvedenými výsledky, která je určena pro samostatnou práci studujících. To vše je uspořádáno do přehledného členění s příklady původními či převzatými z jiných učebnic. Nechybí výčet další studijní literatury (16 odkazů) a věcný abecední rejstřík.

Nová sbírka příkladů z fyziky je určena nejen posluchačům a pedagogickým pracovníkům technických univerzit, ale i ostatním zájemcům, kteří si sami chtějí nebo ve svém zaměstnání potřebují prohloubit nebo doplnit své znalosti fyziky, představující jeden ze základních stavebních kamenů každého technického oboru. Je přirozené, že řešení příkladů musí předcházet studium učebnic ze základních kurzů fyziky na vysokých školách, spočívající ve spolehlivém pochopení obsahu základních definic, zákonů, vět a rovnic. Samozřejmým předpokladem úspěchu je zvládnutí potřebných matematických dovedností (úprava fyzikálních rovnic, dosazování hodnot fyzikálních veličin do fyzikálních rovnic a vztahů, operace s těmito výrazy apod.) a znalý postup při řešení fyzikálních úloh (strategie, základní činnosti a kroky). Úvodní teoretická část může sloužit i jako stručná pomůcka při přípravě posluchačů ke zkoušce z fyziky. Úspěšné a smysluplné studium matematiky a fyziky spočívá především v řešení konkrétních problémů. Memorování pouček a opisování vzorových příkladů sice možná dovolí studentům dosáhnout kýžené známky, ale k pochopení učební látky, získání dovednosti k vlastnímu řešení problémů a schopnosti využívání poznatků z fyziky určitě nevede.

Kniha byla vydána Nakladatelstvím Academia s podporou AV ČR v edici Gerstner, která vydává nejnovější práce českých i zahraničních vědců z oboru matematiky, fyziky a techniky. Hlavním kritériem textů vydávaných v této ediční řadě je vysoká odborná úroveň a nový přístup k řešení témat. Z již vydaných svazků uveďme např.: Mechanika kontinua, Za hranicemi nanosvěta, Fakta a záhady ve fyzice elementárních částic, Fyzika oblaků a srážek.

# hutnictví ve světě

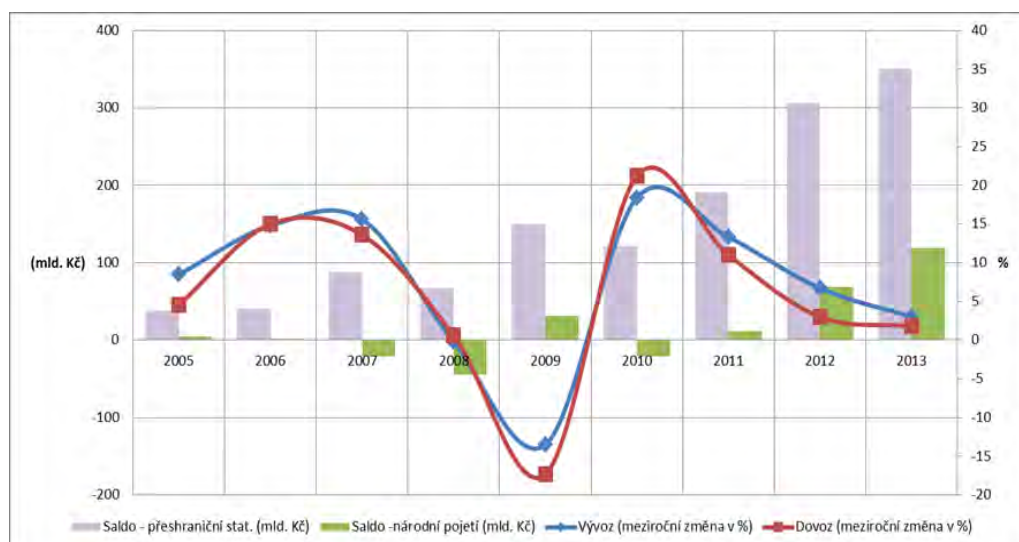
## Hlavní vývojové tendence české ekonomiky v roce 2013 a výhled na rok 2014

(Dokončení)

### Vývoj zahraničního obchodu v roce 2013 a výhled na rok 2014

Zahraniční obchod ČR zaznamenal v roce 2013, navzdory nelehké ekonomické situaci v eurozóně, dobré výsledky. Dle údajů přeshraniční statistiky přebytek obchodní bilance dosáhl rekordní hodnoty 350,7 mld. Kč, což v meziročním srovnání bylo o 45 mld. Kč více. Vývoj však nebyl od počátku roku zcela jednoznačný, neboť v prvním pololetí vývoz i dovoz, kromě

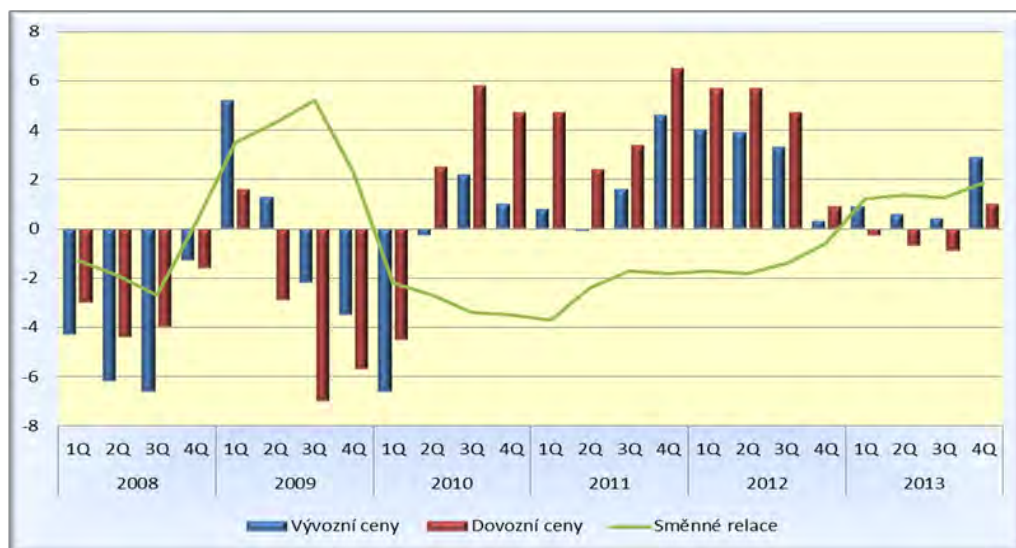
dubnových výsledků (a květnových vývozu), v meziročním srovnání klesal. Oživení, které predikovaly předstihové ukazatele, se naplno projevilo až ve druhé polovině roku a bylo natolik silné, že meziroční hodnoty exportu i importu zvýšilo do kladných hodnot. Export i import zaznamenaly růst, avšak meziročně došlo k poklesu jejich dynamiky. Zatímco v roce 2012 vývoz zboží podle přeshraniční statistiky vzrostl meziročně o 6,7 % a dovoz o 3,0 %, v roce 2013 se vývoz meziročně zvýšil o 3,0 % a dovoz zaznamenal růst o 1,8 %.



Zahraniční obchod ČR v letech 2005-2013 (běžné ceny) (Zdroj: ČSÚ, březen 2014, graf MPO)

Výsledky zahraničního obchodu v roce 2013 ovlivnily zejména tyto faktory:

- Zlepšování evropské a světové ekonomiky, které se pozitivně projevilo na vývoji zahraničního obchodu především ve druhé polovině roku.
- Přetrvávající slabá poptávka ze strany tuzemských domácností, která byla důsledkem negativních spotřebitelských očekávání.
- Pokles v první polovině roku a silný růst průmyslové produkce v druhém pololetí, který byl způsoben oživením v eurozóně. Zejména zvýšená poptávka po osobních automobilech vytáhla průmyslovou produkci v roce 2013 do kladných čísel (meziroční nárůst dosáhl 0,5 %).
- Vývoj směnných kurzů. Koruna v průměru za celý rok 2013 oslabila vůči euru o 3,3 % a dosáhla kurzu 25,974 EUR/CZK. Vůči americkému dolaru koruna posílila o 0,1 %. Průměrný směnný kurz činil 19,565 USD/CZK.
- Ceny vývozu i dovozu; v průměru se exportní ceny v roce 2013 meziročně zvýšily o 1,2 %, ceny importu naopak poklesly o 0,2 %. Snížení importních cen bylo zapříčiněno především vývojem u minerálních paliv, jejichž importní ceny klesly průměrně o 6 %. Na straně vývozu naopak nejvíce podražily nápoje a tabák, jejichž exportní ceny vzrostly o 9,2 %. Směnné relace dosáhly v úhrnu za celý rok kladné hodnoty 1,4 %.



Meziroční změny cen vývozu, dovozu, směnné relace [%] (zdroj: ČSÚ, březen 2014, graf MPO)

Majoritní část českého exportu a importu byla v loňském roce uskutečněna v rámci EU. Do zemí evropské osmadvacítky mířilo celkem 81 % českého vývozu a podíl těchto států na dovozu činil 65,1 %. Meziročně se tak závislost vývozu ČR na EU snížila o 0,2 p.b. V absolutním vyjádření však export do zemí EU narostl o 69 mld. Kč. Naproti tomu se meziročně zvýšila závislost ČR na dovozu z EU o 0,8 p.b. V absolutním vyjádření dovoz vzrostl o 51,9 mld. Kč. Export do EU se meziročně zvýšil o 2,8 % a import posílil o 2,9 %. Obchodní bilance se státy EU tak skončila aktivem ve výši 733,2 mld. Kč, což bylo o 17,1 mld. Kč více než v roce 2012.

Nejvyššího přebytku obchodní bilance v roce 2013 dosáhla Česká republika tradičně v obchodě s Německem. Zatímco vývoz do tohoto teritoria vzrostl meziročně o 2,5 %, dovoz posílil o 2,8 %. Aktivum obchodní bilance činilo 270,9 mld. Kč a meziročně tak

bylo o 4,3 mld. Kč vyšší. Druhou nejvýznamnější zemí podle výše dosaženého přebytku bylo Slovensko. Zahraniční obchod s touto zemí skončil aktivem 117,7 mld. Kč, což bylo o 7,3 mld. Kč více než v roce 2012. Mezi pěti státy, s nimiž ČR vykázala nejvyšší přebytky, se dále zařadila Velká Británie a Severní Irsko (99,7 mld. Kč), Francie (66,3 mld. Kč) a Rakousko (57,8 mld. Kč).

Schodkem naopak skončila bilance zahraničního obchodu se státy mimo EU. Nejvyššího pasiva dosáhla ČR v obchodě s Čínou, a to 265,2 mld. Kč. Oproti loňskému roku tak došlo ke snížení schodku s touto zemí o 8,6 mld. Kč. Druhý nejvýznamnější deficit obchodní bilance byl zaznamenán v obchodě s Jižní Koreou (47,2 mld. Kč), který se oproti loňsku snížil o 2,3 mld. Kč. Vysoké pasivum dále vykázal obchod s Ruskou federací (39,2 mld. Kč), Japonskem (34,8 mld. Kč) a Ázerbájdžánem (23,6 mld. Kč).

Komoditní struktura ZO v roce 2013 (zdroj: ČSÚ, březen 2014, graf MPO)

|                                                           | Vývoz            |              |                | Dovoz            |              |                | Bilance        |                |
|-----------------------------------------------------------|------------------|--------------|----------------|------------------|--------------|----------------|----------------|----------------|
|                                                           | 1-12/2013        |              | index<br>13/12 | 1-12/2013        |              | index<br>13/12 | 1-12/12        | 1-12/13        |
|                                                           | mil. Kč          | %            |                | mil. Kč          | %            |                | mil. Kč        | mil. Kč        |
| <b>Celkový zahraniční obchod ČR</b>                       | <b>3 166 050</b> | <b>100,0</b> | <b>103,0</b>   | <b>2 815 346</b> | <b>100,0</b> | <b>101,8</b>   | <b>305 710</b> | <b>350 704</b> |
| <b>v tom:</b>                                             |                  |              |                |                  |              |                |                |                |
| <b>0 Potraviny a živá zvířata</b>                         | 115 460          | 3,6          | 106,9          | 144 400          | 5,1          | 105,6          | -28 726        | -28 940        |
| <b>1 Nápoje a tabák</b>                                   | 22 187           | 0,7          | 111,6          | 19 725           | 0,7          | 106,4          | 1 334          | 2 462          |
| <b>2 Suroviny nepoživatelné, bez paliv</b>                | 84 680           | 2,7          | 98,0           | 77 846           | 2,8          | 98,2           | 7 133          | 6 834          |
| <b>3 Minerální paliva, mazadla a příbuzné materiály</b>   | 100 792          | 3,2          | 84,9           | 300 949          | 10,7         | 97,8           | -188 871       | -200 157       |
| <b>4 Živočišné a rostlinné oleje a tuky</b>               | 8 654            | 0,3          | 94,3           | 6 298            | 0,2          | 116,0          | 3 747          | 2 356          |
| <b>5 Chemikálie</b>                                       | 201 778          | 6,4          | 106,5          | 321 294          | 11,4         | 104,7          | -117 543       | -119 516       |
| <b>6 Tržní výrobky tříděné hlavně dle druhu materiálu</b> | 550 002          | 17,4         | 103,3          | 503 442          | 17,9         | 102,0          | 38 817         | 46 560         |
| <b>7 Stroje a přepravní zařízení</b>                      | 1 703 801        | 53,8         | 102,4          | 1 148 093        | 40,8         | 100,4          | 519 904        | 555 708        |
| <b>8 Různé průmyslové výrobky</b>                         | 371 630          | 11,7         | 109,2          | 283 677          | 10,1         | 106,0          | 72 869         | 87 953         |
| <b>9 Nespecifikováno</b>                                  | 7 066            | 0,2          | 153,9          | 9 622            | 0,3          | 127,5          | -2 954         | -2 556         |

Z hlediska komoditní struktury se o příznivý vývoj zahraničního obchodu zasloužily nejvíce stroje a dopravní prostředky. Jejich podíl na vývozu činil 53,8 %, což je pouze nepatrně méně (o 0,4 p.b.) než v roce 2012. Na dovozu se pak stroje a dopravní prostředky podílely 40,8 %, což je z hlediska meziročního srovnání o 0,5 p.b. méně. Meziročně se vývoz této komoditní skupiny zvýšil o 2,4 %, dovoz vzrostl o 0,4 % a aktivum obchodní bilance skončilo přebytkem ve výši 555,7 mld. Kč.

Podle metodiky změny vlastnictví (tzv. národní pojetí\*) posílil vývoz meziročně o 2,0 % a dovoz se zvýšil o 0,1 %. Saldo obchodní bilance pak vykázalo v roce 2013 aktivum 119,3 mld. Kč.

\* Výsledky podle metodiky národního pojetí vycházejí ze změny vlastnictví mezi rezidenty a nerezidenty. Oproti údajům z přeshraniční statistiky, které evidují jen toky zboží, mnohdy bez vazby na toky peněz, lépe vypovídají o exportní výkonnosti a efektivnosti zahraničního obchodu. Z výše uvedených důvodů ČSÚ od lednových výsledků (zveřejněných 10. 3. 2014) ve svém komentáři upřednostňuje vývoj salda a jeho struktury v národním pojetí. Data v národním pojetí byla v tabulkové příloze pravidelně zveřejňována již od roku 2011.

### Očekávaný vývoj zahraničního obchodu v roce 2014

Dobré výsledky ZO můžeme očekávat i v roce 2014. Významnou a pozitivní roli sehraje nízká srovnávací základna prvního pololetí a pokračující oživení v eurozóně i mimo ni. Kladnou roli sehraje i slabší koruna. Česká ekonomika je ve fázi oživení a zahraniční obchod se výraznou měrou podílí na obnovení ekonomického růstu. Hlavní hnací silou vývozu bude především automobilový průmysl, na který navazuje řada dalších odvětví.

Lednové a únorové výsledky zahraničního obchodu, jak v národním pojetí, tak v metodice přeshraniční statistiky dosahují kladných dvouciferných hodnot, a navazují tak na dynamiku růstu vývozu i dovozu ze závěru loňského roku. Po prvních dvou měsících dosahuje přebytek obchodní bilance v národním pojetí 27,7 mld. Kč, což je o 8,6 mld. Kč více než loni a podle přeshraniční statistiky činí přebytek za leden a únor 77,7 mld. Kč, což je meziročně o 14,7 mld. Kč více.

Hodnoty některých předstihových indikátorů v únoru mírně klesly, nicméně z dlouhodobého pohledu zůstávají na několikaměsíčních maximech a dosahují dlouhodobě nadprůměrných hodnot, což dává naději na pokračování pozitivního trendu. Dalším pozitivem je situace v českém průmyslu, kde domácí podniky očekávají pro příští tři měsíce mírné zvýšení tempa výrobní činnosti a ve zpracovatelském průmyslu mírné zvýšení tempa zaměstnanosti.

*red. (podle zdroje: Analýza MPO, duben 2014)*

### ArcelorMittal investuje v Číně do nové ocelárny

ArcelorMittal News Release, AMI Communications  
19. 6. 2014

Společnost Valin ArcelorMittal Automotive Steel Co (VAMA), která je společným podnikem ArcelorMittal a Hunan Iron & Steel Co, oficiálně otevřela svou novou špičkovou ocelárnu zaměřenou na výrobu oceli pro automobilový průmysl. Čínský trh bude vyrábět vysokopevnostní ocel pro automobilový průmysl, která se v současné době musí dovážet. Společnost se sídlem v Loudi v provincii Hunan postavila výrobní závod na zelené louce. Je to jeden z hlavních investičních projektů schválených společně čínskou Národní komisí pro rozvoj a reformy a Ministerstvem obchodu. Celková hodnota investice je 5,2 mld. jüanů (16,84 mld Kč).

VAMA bude vyrábět prvotřídní značky oceli pro bezpečnou a ekonomickou konstrukci se špičkovou kvalitou povrchu a technologií laku a pomůže uspokojit rapidní růst poptávky po vyspělých ocelích v čínském automobilovém průmyslu. Roční výrobní kapacita bude 1,5 mil. t, včetně 800 tis. t ocelového pásu válcovaného za

studena ve svitcích, 200 tis. t ocelového pásu ve svitcích s hliníkovým povlakem a 500 tis. t žárově pozinkovaného ocelového pásu ve svitcích. Produkci společnosti bude široké portfolio výrobků pro automobilový průmysl, včetně pohledových konstrukčních dílů, podvozků a kol.

ArcelorMittal dodal současnou nejmodernější technologii na výrobu oceli, včetně vyspělých a ultra vysokopevnostních značek ocelí (AHSS a UHSS) s pevností až 1200 MPa, Usibor 1500P, což je ocel vhodná pro lisování za tepla, a podílel se na přípravě systému řízení kvality a systémů pro výzkum a vývoj.



Válcované svitky

Tento dvouletý investiční projekt dokončilo více než 2000 dělníků v plánovaném termínu. S celkovým počtem více než 6 milionů odpracovaných hodin se řadí mezi nejbezpečnější ocelářské projekty v Číně. Výstavba trvala pouze 730 dní, přičemž průměrná doba dokončení podobných projektů činí tři a půl roku. Společnost zpočátku poskytne více než 600 vysoce kvalifikovaných pracovních pozic a s růstem výroby se plánuje vytváření dalších pracovních míst.



Válcovna pásu VAMA

Cílem společnosti VAMA je dodávat ocel mezinárodním automobilkám a dodavatelům první úrovně a zároveň prosazovat špičková řešení pro domácí automobilky a jejich dodavatelské řetězce. Mezi ně patří významní zákazníci společnosti ArcelorMittal v Číně jako Volkswagen, GM, Ford, PSA, Daimler-Benz, BMW, Toyota, Honda, Renault, Fiat a Nissan a také přední domácí výrobci jako Geely, Chery, Dongfeng, Guangzhou Auto, Shanghai Auto a Changan. Čína má nejrychleji rostoucí automobilový trh na celém světě a za loňský rok zaznamenala 16% růst prodeje automobilů s celkovým počtem 18 milionů prodaných vozidel za rok. Očekává se, že do roku 2020 bude její podíl na celosvětovém růstu automobilového průmyslu 35 %.

### **ArcelorMittal Frýdek-Místek vyrábí nový produkt v podobě vysokouhlíkové oceli**

ArcelorMittal News Release, AMI Communications  
12. 6. 2014

Válcovna ArcelorMittal Frýdek-Místek přichází na trh s novým produktem – vysokouhlíkovou ocelí. Nový výrobek zajistí využití válcovny v období poklesu zájmu o transformátorovou ocel. Frýdecko-místecká válcovna se s novým produktem zařadí po bok ArcelorMittal Dunkerque, doposud jediné pobočky skupiny ArcelorMittal v Evropě, která vysokouhlíkovou ocel vyráběla. Cílem válcovny je vyrobit a prodat v letošním roce až 2 000 t pásu z této nové oceli.

Vysokouhlíkové oceli jsou z obchodního hlediska velmi zajímavým produktem. Díky exkluzivnosti výroby jsou na ní vyšší marže než má transformátorová nebo dynamová ocel, dosavadní hlavní výrobní sortiment válcovny. Její prodej probíhá často bez dalších mezičlánků, které mnohdy spekulativně ovlivňují cenu výrobku.

Výroba vysokouhlíkové oceli probíhá na stávajícím zařízení. Díky tomu se využijí volné výrobní kapacity, které vznikají v důsledku výpadků odběru pásu z orientované transformátorové a z dynamové oceli. Za největší propad zájmu o elektrotechnickou ocel může celosvětová recese i omezení státních investic do energetické infrastruktury. Diverzifikace výrobního sortimentu umožní navíc další profesní rozvoj zaměstnanců společnosti.

Zkušební výroba byla zahájena už na konci loňského roku. První vysokouhlíková ocel byla dodána na Slovensko. Na základě úspěšné zkušební dodávky byl podepsán kontrakt na dodávku dalších 800 t této nové oceli. Kromě Slovenska nyní probíhají intenzivní jednání se zákazníky v České republice, Maďarsku, ale například i v Turecku.

Výhradním dodavatelem vstupního polotovaru – pásu ve svitcích válcovaných za tepla – je mateřská společnost ArcelorMittal Ostrava. Prvním krokem úpravy za tepla válcovaného pásu je žíhání pro zlepšení mechanických vlastností pro následující tváření za studena. Pak následuje moření a válcování za studena na reverzní stolici kvarto. Válcování na této stolici zaručuje dosažení požadovaných tolerančních a povrchových parametrů a finálních mechanických vlastností. Vysokouhlíková ocel je pevnější a tvrdší než běžná ocel. Své uplatnění najde zejména tam, kde se vyžaduje odolnost proti namáhání v ohybu. Nové výrobky najdou uplatnění v automobilovém průmyslu pro dynamicky i staticky namáhané díly, hadicové spony, vysokopevnostní úchyty, bezpečnostní pásy, spojkové lamely, brzdové součásti nebo součásti pro pružení; v kovo zpracujícím průmyslu pro pružiny a podložky, části zámků, nože, pilové listy, řetězy, fixační součástky pro sádkartonové obklady; v obuvnictví např. pro výztuhy obuvi; v zemědělství pro části zemědělských strojů, jako jsou nože a péra; ve vojenské výrobě pro nábojové pásy.

### **Budoucnost ocelářského průmyslu je v sázce**

WVStahl

4/2014

Podle hospodářského sdružení Ocel hrozí, že se probíhající změny v oblasti výroby elektrické energie vymknou z rukou. Ocelářské podniky bojují s rekordně vysokými cenami elektrické energie.

Budou-li ceny elektrické energie dále stoupat, nebude v Německu dále možná mezinárodně konkurenceschopná výroba oceli.

### Čína vyrábí příliš mnoho oceli

[www.wsj.de](http://www.wsj.de)

29. 4. 2014

Mezinárodní výrobce produktů z uhlíku SGL Carbon to dnes nemá lehké. Protivítr dnes cítí tento podnik na všech obchodních polích. Především v základním oboru grafitových elektrod se kupí starosti. Grafitové elektrody se dodávají ocelářskému průmyslu, kde se používají k recyklaci šrotu. V současné době jsou ceny vzhledem k přebytkům kapacitám v Číně pod tlakem. Čína je s odstupem největší výrobce oceli na světě. Dalším důležitým výrobním pilířem SGL Carbon jsou recyklovatelné grafitové díly, které se dodávají převážně zákazníkům v Asii ze solárního, polovodičového a LED průmyslu. I tito zákazníci pociťují po období několikaletého boomu od roku 2013 přebytek svých výrobních kapacit a poptávají grafitu méně. Dále SGL Carbon vyrábí materiály na bázi uhlíkových vláken pro automobilový průmysl a pro výrobce větrných elektráren. I tyto obchody jsou částečně pod cenovým tlakem a trpí nedostatečnou poptávkou.

### ArcelorMittal prodává podíl v přístavní logistické firmě

Stahl Aktuell

5. 5. 2014

Ocelářský koncern ArcelorMittal uzavřel s holandskou přístavní logistickou firmou HES Beheer NV smlouvu o prodeji svého většinového podílu ve francouzské firmě ATIC Services SA, rovněž přístavní logistické firmě. HES Beheer disponuje již více než 22% podílem na ATIC Services, a převezme tak zbylých 78 %. O ceně neoznámily podniky žádné údaje. ArcelorMittal sleduje tímto prodejem podle vlastních údajů svoji strategii zbavit se vedlejších činností.

### SMS dodá do Ruska ocelárnu

Rheinische Post

30. 4. 2014

Firma na výstavbu investičních celků SMS Group z Düsseldorfu obdržela velkou zakázku z Ruska. Koncern dodá do Ruska za zhruba 180 mil. Eur pro firmu Tulachermet-Steel kompletní ocelárnu, vč. zařízení pro plynulé lité odlitky s pravouhlým průřezem, a dvě válcovny jemných profilů. Produkce válcoven může být následně zpracována pro stavbu železnic. Tento obchod není aktuálně napjatými vztahy s Ruskem nijak ohrožen. Zařízení, které bude postavené 200 km jižně od Moskvy, bude uvedeno do provozu během dvou až tří let.

### NLMK a POSCO uzavřely dohodu o spolupráci

Steel Guru/Steel Trade Today

1. 5. 2014

NLMK Group z Ruska a POSCO z Jižní Koreje podepsaly generální dohodu o strategické kooperaci ke společnému provádění investičních projektů v modernizaci vysokých pecí, ocelárně a válcoven v Lipecku. Provozní projekty jako součást smlouvy jsou zaměřeny na zvýšení účinnosti technologických procesů včetně finálních operací za tepla a na kontrolu kvality výrobků hlavního výrobního závodu v Lipecku; zavádění osvědčených postupů a vyspělých technologií.

### Skoro polovina čínských výrobců oceli je v prvním čtvrtletí v červených číslech

Stahl Aktuell

29. 4. 2014

45 % čínských výrobců oceli vykázalo v 1. čtvrtletí 2014 ztrátu. Celkem činily ztráty čínského ocelářského průmyslu 2,33 mld. jüanů (378,46 mil. USD), a to ve srovnání s téměř 8 mld. jüanů zisku v odpovídajícím čtvrtletí minulého roku. Přes slabou poptávku se výroba oceli v tomto období ještě zvýšila, což ještě zůstává přebytkem nabídky a cena vystavuje tlaku na jejich snížení. Tím se 1. čtvrtletí 2014 stalo pro čínské výrobce oceli nejtěžším čtvrtletím od začátku nového století. Objem výroby surové oceli vzrostl v 1. čtvrtletí 2014 o 2,37 % na 202,7 mil. t, produkce výrobků z oceli vzrostla o 5,3 % na 261,41 mil. t. Tempo růstu se ale proti minulému roku silně snížilo.

### Celosvětově nový environmentální koncept pro výrobu ušlechtilé oceli na Tchajwanu

Focus Rostfrei

21. 4. 2014

Fuxin Special Steel Co. Ltd. (Tchajwan) uvedl v Zhangzhou v čínské provincii Fujian úspěšně do provozu ocelárnu na výrobu bram z ušlechtilé oceli. Technologické zařízení vyrobil SMS Siemag. Je to celosvětově první ocelárna, která využívá odpadní teplo z AOD konvertoru a elektrické obloukové pece. Fuxin Special Steel tak profituje ze snížení emisí ročně 60 tis. t CO<sub>2</sub>. Provoz je dimenzován na roční výrobu 720 tis. t oceli. Ocelárna X-Melt sestává z elektrické obloukové pece 160 t, AOD L konvertoru 180 t a 180 t pánvové pece 180 t. Vyzdívání konvertoru se mechanizuje speciálním přejezdějším vozíkem. Nádoba konvertoru je vyměňována dvakrát rychleji než je to u jiných konvertorů obvyklé, a tak se minimalizují doby odstávek. Ocelárna splňuje přísná nařízení na ochranu životního prostředí.

**Produkce ušlechtilé oceli v r. 2014 stoupne**

Stahl Aktuell

5. 5. 2014

Analýzy MEPS očekávají v roce 2014 růst celosvětové produkce ušlechtilé oceli o 3,6 % na 39,5 mil. t. V roce 2013 vzrostla celosvětová produkce o 7,8 %. Čína bude podle MEPS vyrábět v tomto roce přesně polovinu veškeré ušlechtilé oceli. Výroba se v Číně sice zpomalí, přesto bude produkce růst o 4 % z 19 na 19,75 mil. t. Pro EU očekává MEPS mírné oživení na úroveň 7,3 mil. t poté, co v roce 2013 proběhl pokles o 4 % na 7,2 mil. t. Ještě větší silný růst očekávají analytici v Japonsku, a to o 4 % na 3,3 mil. t. Produkce ušlechtilé oceli v USA se má udržet na úrovni o něco vyšší než 2 mil. t.

**Očekává se obrovský deficit niklu**

Stahl Aktuell

29. 4. 2014

Analytici australské Macquarie Bank očekávají obrovský deficit a enormně stoupající ceny na trhu niklu, pokud zůstane v platnosti indonéský zákaz exportu niklové rudy. V roce 2013 exportovala Indonésie 670 tis. t niklové rudy. Z toho bylo 470 tis. t spotřebováno a zbytek byl deponován. Je ovšem prakticky nemožné těchto 470 tis. t nahradit z jiných zdrojů. Proto se trh z velkého přebytku brzy propadne do deficitu, a to patrně již ve 2. pololetí tohoto roku. Ceny rudy by mohly v roce 2015 dosáhnout výše 30 tis. USD/t. Zatím do konce roku 2014 vidí nárůst cen na 20 tis. USD/t.





V průběhu 19. století doznaly Vítkovické železářny značného rozmachu a územního rozšiřování. Ale nejen ony, nýbrž také obec Vítkovice, město Moravská Ostrava a všechny další obce v okolí. Do první dekády 20. stol. byla veškerá hutní výroba soustředěna ve východní části katastru obce Vítkovice, která dnes nese název Dolní oblast Vítkovice. V důsledku rozvoje své hutní výroby a stavebního slučování obcí s Moravskou Ostravou pociťovaly Vítkovické železářny nutnost založit další výrobní závod určený pro výrobu oceli z levnějších rud s obsahem fosforu 1-1,8 %. Veškeré přípravné a projekční práce, započaté v r. 1901, byly směřovány na výstavbu **Nové ocelárny** na území mezi obcí Zábřeh a Hulváky, které jsou dnes

integrální součástí Ostravy. V r. 1913 byl zahájen její provoz. Ocel se vyráběla postupně v Talbotových, Wellmannových a Martinských pecích, v 60. letech minulého stol. také v tandemových pecích. Modernizace závodu pokračovala náhradou všech typů dosud pracujících pecí dvěma konvertory OXYVIT I a OXYVIT II, postavených na základě původní vítkovické koncepce a spuštěných do provozu v letech 1981 a 1991. Následně pak do r. 1995 bylo uvedeno do provozu integrované pracoviště sekundární metalurgie, taktéž podle původní vítkovické koncepce. Ve stejné době bylo zprovozněno plynulé odlévání brám.

Také výroba válcovaného materiálu byla zpočátku soustředěna do Dolní oblasti Vítkovice. Válcovny byly rozděleny na Válcovnu I, kde pracovala bloková, pancéřová trať, kolejnicová trať, hrubá plechotrať I a II, univerzální trať, střední a jemná profilová trať, a Válcovnu II, kde pracovala střední profilová trať I a II, jemná profilová trať I a II a dále další dvě až tři střední profilové tratě. Pohony válcoven byly elektrifikovány v r. 1909. Roční kapacita obou válcoven v r. 1895 dosahovala výše 126 kt.

Již na poč. 20. stol. se ukazovala kapacita válcoven jako nedostatečná a jejich rozšiřování v daném území nebylo možné. Stejně, jako výroba oceli, byly proto z Dolní oblasti Vítkovice vymístěny i válcovny. Jejich výstavba byla soustředěna k Nové ocelárně. V době po zahájení výroby oceli v Nové ocelárně (1913 – 1916) byly postupně postaveny tyto válcovací tratě: bloková 1150, sochorová a kolejnicová trať se společným pohonem, hrubá profilová trať, univerzální trať I, střední profilová trať 450, jemná profilová trať 330 a 280, pásková trať I, pásková trať II (později přestavěná na univerzální trať II), pancéřová trať duo 4,5 (postavená již v r. 1911), plechotrať duo 3,2 (obě plechotratě původně se společným pohonem, rozpojeným až v 1. pol. 50. let), plechotrať trio 2,3 a 1,8. Hala nových válcoven měla délku 400 m. Největší předválečná výroba válcoven datovaná k r. 1912 dosahovala výše 241,2 kt. Postupným zprovozněním nových nebo modernizací původních válcoven byly rušeny nejstarší válcovací tratě. Ve 2. pol. 20. stol., tedy v době, kterou již pamatuje dnešní nejstarší generace hutníků, pracovaly při Nové ocelárně válcovny zajišťující stále ještě původní široký válcovací sortiment. Na poč. 80. let to byly již jen tyto původní tratě: bloková I, těžká profilová trať (přestavěná z kolejnicové tratě), univerzální trať I, střední profilová trať 450, jemná profilová trať 330 a 280, pásková trať I, plechotrať duo 4,5 a duo 3,2. K tomu přibyla nová bloková II (záložní) a sochorová trať (obě postavené v 50. až 60. letech. Souhrnná výroba válcovaného materiálu činila v té době 1696 kt.

VÍTKOVICE, a.s. v 70. a 80. letech racionalizovaly výrobní sortiment válcovaného materiálu, a tak postupně utlumovaly některé válcovací tratě. V tomto procesu pokračoval i dnešní majitel závodu – EVRAZ Vítkovice Steel, a.s. Dnes tak ve válcovnách z původních tratí pracuje jen těžká profilová trať. Ostatní tratě jsou demontovány. Nosný program však vyrábí nejmladší z válcoven – válcovna tlustých plechů kvarto 3,5 spuštěná do provozu v 9/1971. V r. 1986 byla zprovozněna tzv. II. stavba kvarta – úpravy plechu, která svým rozsahem strojních dodávek byla plně srovnatelná s výstavbou teplé části válcovny a plošným rozsahem ji ještě předčila. V r. 1989/1999 byla provedena generální oprava tratě s modernizací, umožňující vyrábět plechy s lepší rozměrovou i tvarovou přesností, jakož i inovace komplexního víceúrovňového systému řízení.

První obrázek představuje pohled na Novou ocelárnu z r. 1913. Ve vyšší hale vlevo byla odlévárna oceli a hlubinné pece. V nižší hale vpravo stály Talbotovy a Martinské pece. Za halou bylo šrotoviště. Za komíny vpravo je hala generátorů na výrobu plynu pro ocelářské pece a zcela vpravo pohled ukazuje dolomitku s mlecí a míchací stanicí na provozní hmoty pro ocelárnu. Budova válcoven přiléhala k hale hlubinných pecí zleva a nachází se mimo dobový fotografický záběr. V dnešním pohledu z r. 2014 (autor Ing. Petr Tomis) dominuje pravá budova kyslíkových konvertorů OXYVIT I a II a administrativní budova ocelárny v popředí, postavená v 80. letech minulého století. Původní haly, stavebně spojené s konvertorovou halou, jsou nadále využity, avšak je v nich umístěno integrované pracoviště sekundární metalurgie a zařízení pro plynulé odlévání oceli. V hale původních válcoven (mimo fotografický záběr) se provádí úprava a další zpracování plechů.



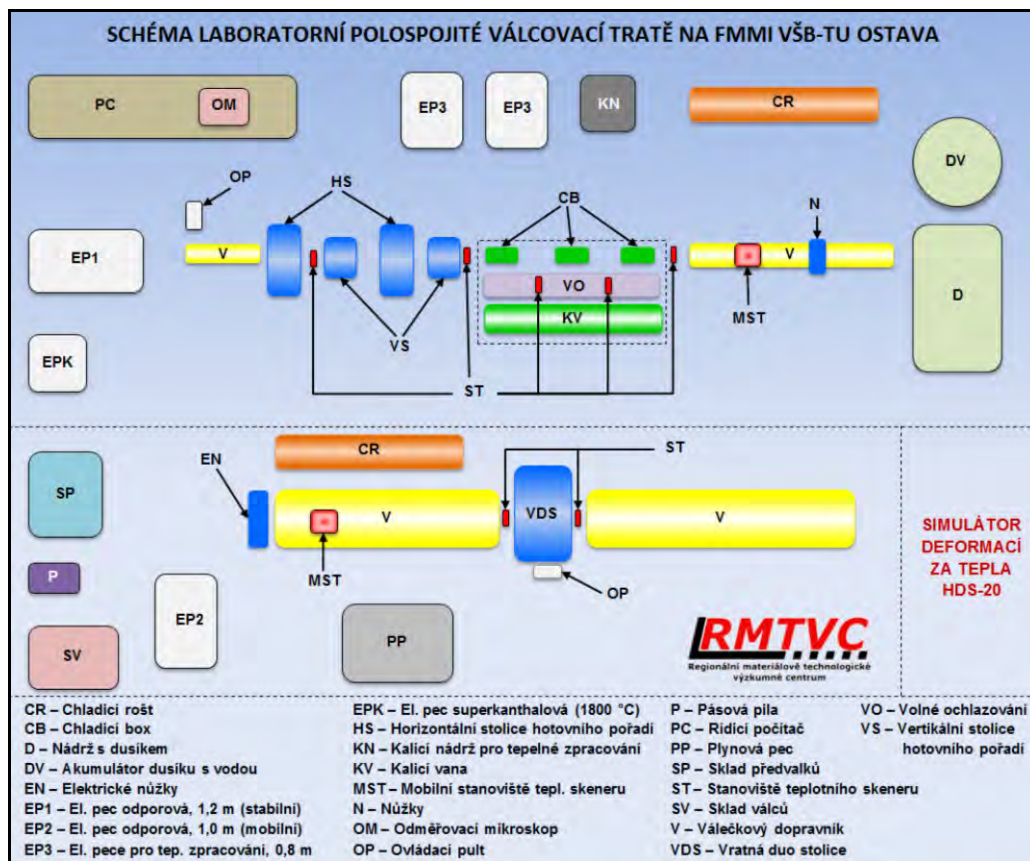
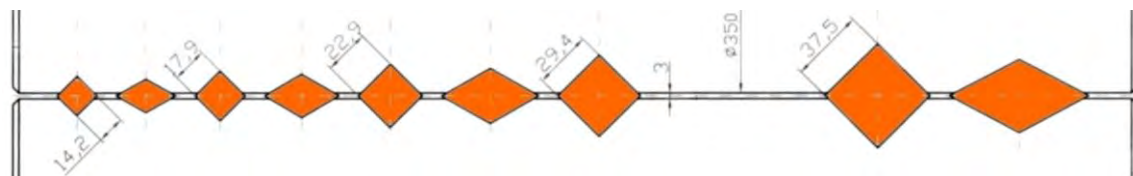
#### Literatura

Hromek, F.: Sto let oceli v Nové ocelárně ve Vítkovicích. *Hutnické listy*, roč. LXVI, 2013, č. 2, s. 73-78. Kol. autorů: *Dějiny hutnictví železa v Československu II, III*. Academia Praha, 1986, 1988. Gajdošek, E.: *Rozvoj výrobní základny československého hutnictví železa 1945 - 1985*. TEVÚH, Praha, 1987. Kol. autorů: *Charakteristiky válcovacích tratí*. TEVÚH, Praha, 1978.

red.

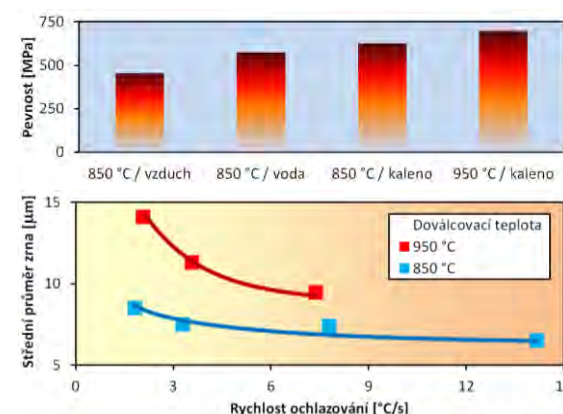
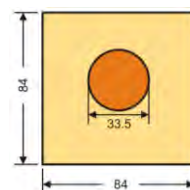
# Polospojité laboratorní válcovna tyčí na VŠB-TU Ostrava

je přednostně určena k optimalizačním simulacím podmínek teplotně řízeného válcování a ochlazování tyčí kruhového průřezu i ke studiu procesů intenzivního tváření za tepla. Umožňuje válcovat vratně na hladkých válcích o průměru až 350 mm, nebo vratně či spojitě na válcích s kalibrací plochý ovál-kruh, resp. kosočtverec-čtverec.



V současnosti nejvíce využívané sady válců **předválcovací vratné stolice** umožňují vyválcovat tyč kruhového průřezu min.  $\varnothing$  15,8 mm z nápichu max.  $\varnothing$  55 mm, nebo tyč čtvercového průřezu 14x14 mm z nápichu max. 45x45 mm nebo  $\varnothing$  50 mm. Nejmenší naválcovatelný průměr tyče je 7,9 mm. Byl vyvinut postup umožňující při kombinovaném použití hladké i kalibrované části válců dosáhnout minimálního požadovaného stupně protváření 8 u odřezku o příčném průřezu 84x84 mm, odebraného z plynule litého polotovaru (za účelem následného provedení Jominyho zkoušky prokalitelnosti dle ASTM).

**Spojité hotovni pořadí** s uspořádáním čtyř stolic horizontál/vertikál vychází z nápichu  $\varnothing$  20 mm až 6,4 mm a je určeno pro



válcování tyčí  $\varnothing$  12,3 mm až 4,2 mm při nejvyšší válcovací rychlosti 2,5 m/s. Využívá zejména produkty z předválcovací stolice, rozměrově sladěné s požadavky hotovního pořadí. Intenzivní vysokorychlostní válcování bylo využito např. ke zhuťování kovových prášků napěchovaných do ocelových trubek. Hotový vývalek lze bezprostředně zakalit do vody, nebo ochlazovat volně na vzduchu, zrychleně tlakovou vodou (s regulovatelnou intenzitou), či v případě kratších odřezků zpomaleně ochlazovat v žíhacích pecích, umožňujících i běžné postupy tepelného zpracování a zušlechťování. Oproti většinou nevelkým plastometrickým vzorkům jsou laboratorní vývalky díky svému tvaru, rozměrům a homogenitě deformace i struktury vhodnější pro běžné postupy zkoumání mechanických vlastností a rovněž pro různé analýzy mikrostruktury materiálu po jeho teplotně řízeném válcování a ochlazování (viz např. vliv doválcovací teploty a způsobu ochlazování na velikost zrna nebo na pevnost čtyřmi průchody spojitě vyválcované tyče  $\varnothing$  12,3 mm z nízkouhlíkové oceli).

**Kontakt: prof. Ivo SCHINDLER, VŠB – Technická univerzita Ostrava, FMFI, Regionální materiálově technologické výzkumné centrum**  
 17. listopadu 15, 708 33 Ostrava  
 E-mail: ivo.schindler@vsb.cz  
 Tel.: +420 596 995 215