

ROČNÍK/VOL. LXVI
ROK/YEAR 2013

4

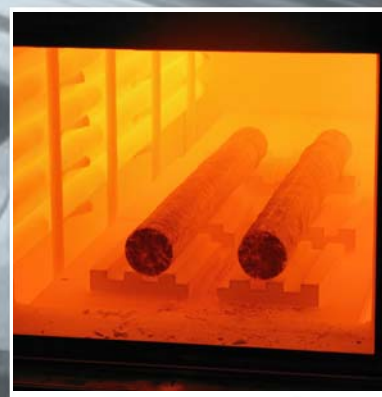
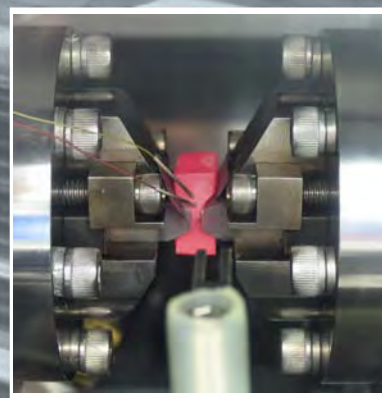
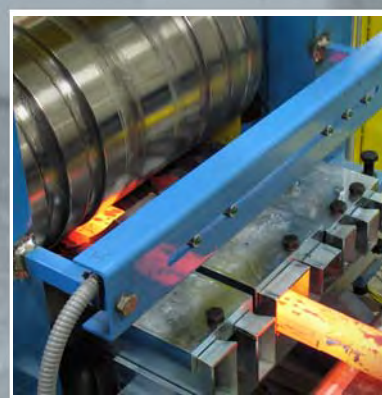
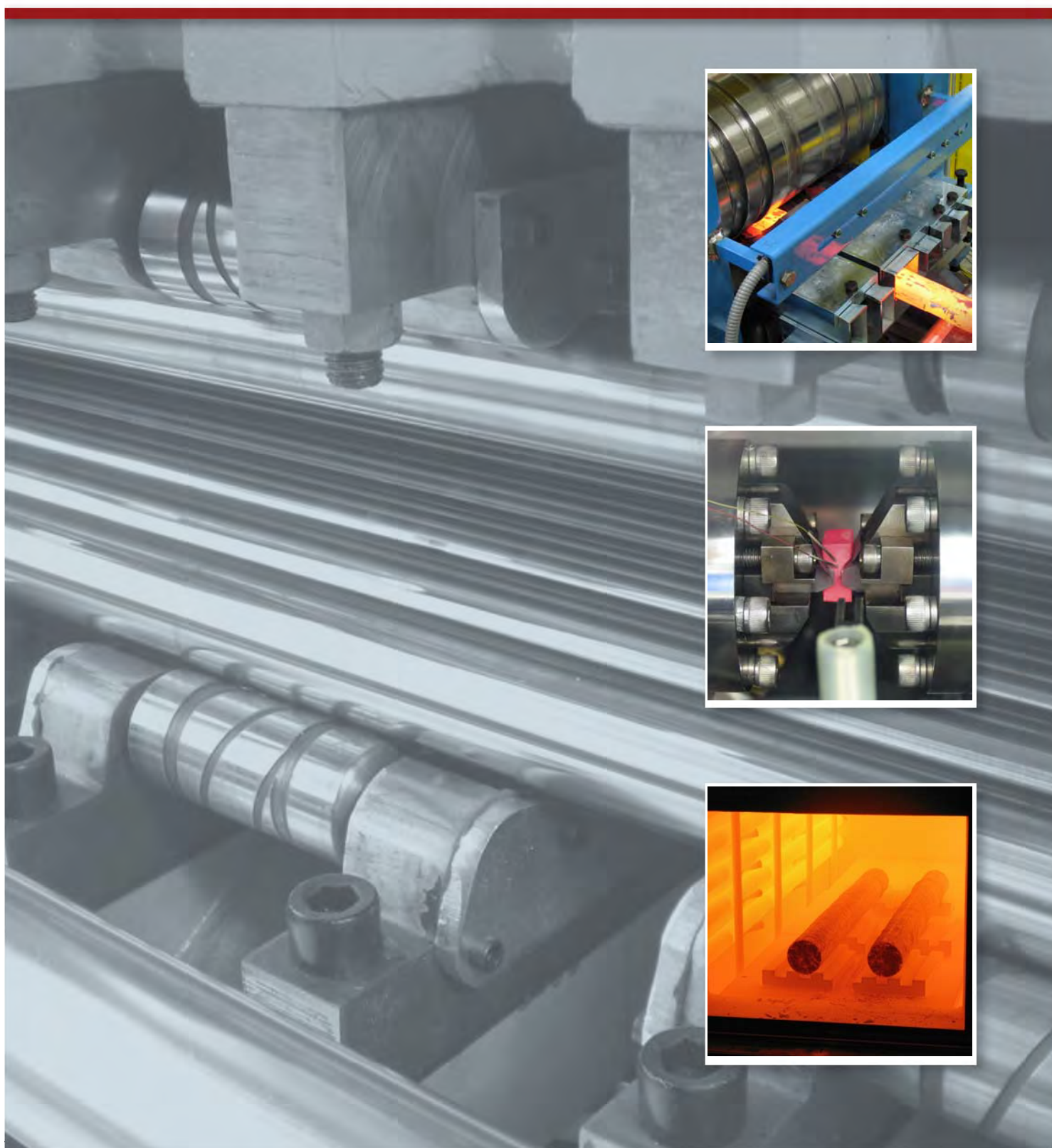


Hutnické listy

METALLURGICAL
JOURNAL

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

WWW.HUTNICKELISTY.CZ
ISSN 0018-8069



Zveme Vás
na XII. ročník

konference **vrstvy a povlaky**

která se uskuteční ve dnech
30.9. - 1.10.2013
na HORSKÉM HOTELU SOLÁŇ

www.vrstvyapovlaky.cz

LISS

and more

Vydavatel

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

Redakce, kontaktní adresa

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

Vedoucí redaktor

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

Redaktorka

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

Redakční rada

Předseda:

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

Členové:

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

Grafika záhlaví a podkladu na titulní straně

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

Tisk

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

Registrační číslo

MK ČR E 18087

Mezinárodní standardní číslo

ISSN 0018-8069

O b s a h

tváření, tepelné zpracování

- prof. Ing. Jiří Kliber, Ing. Marek Schachl 4
Vlastnosti ploché oceli po válcování a rovnání
Ing. Lukáš Pindor, Ph.D., Ing. Marian Marek, Ing. Jiří Cibulka, Ing.
Renata Sikorová, Ing. Vojtěch Dudek 9
Vliv řízeného válcování tyčí na vlastnosti vysokopevnostních řetězů
prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Stanislav Rusz, Ph.D., Ing. Rostislav
Kawulok, Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Ing. Martin Kraus, Ph.D., Miroslav
Šula, Ing. Karel Milan Čmiel, Ph.D. 13
**Vliv laboratorního spojitého válcování na vlastnosti kruhových tyčí
z konstrukční oceli S355J2**
Ing. Petr Kawulok, Ph.D., prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Zdeněk
Solowski, Ing. Karel Milan Čmiel, Ph.D., Ing. Stanislav Rusz, Ph.D., Ing.
Rostislav Kawulok 18
Mapa tvářitelnosti nadeutektoidní C-Mn-Cr-V oceli za tepla
Ing. Michal Činák, doc. Ing. Peter Kostka, Ph.D., Ing. Alexander Schrek,
Ph.D. 22
**Ťahanie zváraných polotovarov s kombináciou mechanických
vlastností**
doc. Ing. Miroslav Greger, CSc., Ing. Václav Mašek 26
Volné kování dutých těles
Ing. Rostislav Kawulok, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Petr Kawulok,
Ph.D., Ing. Stanislav Rusz, Ph.D., Ing. Petr Opěla, prof. RNDr. Petr
Kratochvíl, DrSc. 31
Deformační odpor aluminidu Fe-40at.%Al-TiB₂ za tepla

výroba trubek

- Ing. Petr Unucka, Ph.D., prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Rostislav
Turoň, Ing. Petra Turoňová 36
**Výzkum technologie výroby bezešvých ocelových trubek pro
energetiku**

materiálové inženýrství

- Ing. Richard Baron, Ing. Vojtěch Faja 43
**Minimalizace oduhličení tyčí ohříváných v plynové peci pomocí
speciálních nátěrů**
Ing. Michal Duchek, Ing. Pavel Šuchmann, Ing. Miroslav Majer, Ing. Luca
Giamberini 48
**Vývoj opravného navařování velkých kovacích zápuštěk
vyrobených z materiálu 56NiCrMoV7**
prof. Ing. Emil Evin, CSc., Ing. Stanislav Németh, Ing. Vladimír Semjon 52
**Porovnanie deformačných vlastností vysokopevných ocelových
plechov**

neželezné kovy a slitiny

- Ing. Tomáš Kubina, Ing. Josef Hodek, Ph.D., Ing. Jaromír Dlouhý, Ph.D.,
Ing. Michal Duchek 56
**Teplotní stabilita ultrajemné struktury Ti drátu připravené pomocí
zařízení CONFORM**

zkušebnictví, měřictví, laboratorní metody

- prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Ing. Stanislav
Rusz, Ph.D., Ing. Rostislav Kawulok, Ing. Pavel Šimeček, Ph.D., Ing.
Zdeněk Vašek, Ph.D. 61
**Plastometrická simulace doválcování a ochlazování mikrolegované
C-Mn-V-B oceli**

počítačová simulace, výpočetní metody

- Ing. Miroslav Belán, Ph.D., prof. Ing. Jozef Zajac, CSc., doc. Ing. Michal
Hatala, Ph.D., Ing. Peter Michalik, Ph.D. 67
**Využitie počítačovej simulácie ako efektívneho nástroja predikcie a
modifikácie technologického procesu zápuškového kovania**
Ing. Miroslav Urbánek, Ing. Filip Tikal Ph.D. 71
Určení koeficientů materiálových modelů pro tvářecí procesy

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

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

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

© OCELOT s.r.o., 2013
ISSN 0018-8069

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

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

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

<i>Ing. Mikuláš Fedorko, Ing. Ladislav Maleček</i> Numerická simulace primárního tepelného zpracování výkovku hlavní hřídele	75
řízení jakosti	79
<i>Ing. Eduard Prachniar, Ing. Drahomíra Prachniarová Bohušová</i> Posúdenie príčin vzniku nepodarkov pri tvárnení rúr z ocele P235GH	83
hutní výroba v ČR a SR	85
zprávy z podniků a řešitelských pracovišť	91
ze života škol	92
nová literatura	96
společenská kronika	98
výstavy, veletrhy, konference	99
hutnictví ve světě	

Dodavatelé příspěvků ve všeobecné části :

• Hutnictví železa, a.s. • VŠB-TU Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, RMTVC • VŠB-TU Ostrava, kat. kontroly a řízení jakosti • Dopisovatelé • Redakce

Inzerenti a objednatelé reklamy:

• VŠB-TU Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, kat. tváření materiálu, RMTVC

C o n t e n t

Forming, Heat Treatment

<i>prof. Ing. Jiří Kliber, Ing. Marek Schachl</i>	4
Characteristics of Flat Steels after Rolling and Straightening	
<i>Ing. Lukáš Pindor, Ph.D., Ing. Marian Marek, Ing. Jiří Cibulka, Ing. Renata Sikorová, Ing. Vojtěch Dudek</i>	9
Effect of Controlled Rolling of Bars on the Properties of High-strength Chains	
<i>prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Stanislav Ruzs, Ph.D., Ing. Rostislav Kawulok, Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Ing. Martin Kraus, Ph.D., Miroslav Šula, Ing. Karel Milan Čmiel, Ph.D.</i>	13
Influence of Laboratory Continuous Rolling on Properties of Round Bars Made of Structural steel S355J2	
<i>Ing. Petr Kawulok, Ph.D., prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Zdeněk Solowski, Ing. Karel Milan Čmiel, Ph.D., Ing. Stanislav Ruzs, Ph.D., Ing. Rostislav Kawulok</i>	18
Hot Formability Map of Hypereutectoid C-Mn-Cr-V Steel	
<i>Ing. Michal Činák, doc. Ing. Peter Kostka, Ph.D., Ing. Alexander Schrek, PhD.</i>	22
Deep-drawing of Tailor-welded Blanks with Combination of Mechanical Properties	
<i>doc. Ing. Miroslav Greger, CSc., Ing. Václav Mašek</i>	26
Open Die Forging of Hollow Bars	
<i>Ing. Rostislav Kawulok, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Ing. Stanislav Ruzs, Ph.D., Ing. Petr Opěla, prof. RNDr. Petr Kratochvíl, DrSc.</i>	31
Hot Deformation Resistance of the Iron Aluminide Fe-40at.%Al-TiB₂	

Tube Production

<i>Ing. Petr Unucka, Ph.D., prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Rostislav Turoň, Ing. Petra Turoňová</i>	36
Research of Production Technology of Seamless Steel Tubes for Power Engineering	

Material Engineering

<i>Ing. Richard Baron, Ing. Vojtěch Faja</i>	43
Minimization of Decarburization of Bars Heated in Gas Furnace With Use of Special Coatings	
<i>Ing. Michal Duchek, Ing. Pavel Šuchmann, Ing. Miroslav Majer, Ing. Luca Giamberini</i>	48
Development of Repair Welding Procedure for Large Forging Dies from 56NiCrMoV7 Steel	
<i>prof. Ing. Emil Evin, CSc., Ing. Stanislav Németh, Ing. Vladimír Semjon</i>	52
Comparison of the Deformation Properties of High Strength Steel Sheets	

Non-ferrous Metals and Alloys

<i>Ing. Tomáš Kubina, Ing. Josef Hodek, Ph.D., Ing. Jaromír Dlouhý, Ph.D., Ing. Michal Duchek</i>	56
Thermal Stability of Ultra-fine Grained Titanium Wires Prepared by CONFORM Equipment	

Testing, Measurement, Laboratory Methods

<i>prof. Ing. Ivo Schindler, CSc., Ing. Petr Kawulok, Ph.D., Ing. Stanislav Ruzs, Ph.D., Ing. Rostislav Kawulok, Ing. Pavel Šimeček, Ph.D., Ing. Zdeněk Vašek, Ph.D.</i>	61
Plastometric Simulation of Finish Rolling and Cooling of Microalloyed Steel C-Mn-V-B	

Computer Simulation, Computing Methods

<i>Ing. Miroslav Belán, PhD., prof. Ing. Jozef Zajac, CSc., doc. Ing. Michal Hatala, Ph.D., Ing. Peter Michalík, PhD.</i>	67
Use of Computer Simulation as an Effective Tool for Prediction and Modification of Die Forming Technological Process	
<i>Ing. Miroslav Urbánek, Ing. Filip Tikal Ph.D.</i>	71
Determination of the Coefficients of Material Models for the Forming Processes	
<i>Ing. Mikuláš Fedorko, Ing. Ladislav Maleček</i>	75
Numerical Simulation of Preliminary Heat Treatment of the Forging for the Main Shaft	

Duality Management

<i>Ing. Eduard Prachniar, Ing. Drahomíra Prachniarová Bohušová</i>	79
Assessment of the Causes of Rejects at Forming Tubes Made of the Steel P235GH	

tváření, tepelné zpracování

Vlastnosti ploché oceli po válcování a rovnání

Characteristics of Flat Steels after Rolling and Straightening

prof. Ing. Jiří Klíber¹, Ing. Marek Schachl²

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

² Ostrava

Při výrobě válcováním za tepla na hrubé trati, je nutno teoreticky zohlednit postupně uzdravovací procesy při tváření za tepla a následně růst austenitického zrna po rekrystalizaci, doplněno o přeměnu austenitu na ferit. Ukazuje se, že rovněž doválcovací teplota a zejména rovnoměrnost této veličiny po průřezu a délce má podstatný vliv na konečné vlastnosti. Tato analýza má vliv na výslednou strukturu a tím zejména na zkoušky tahem a zkoušky nárazové práce i za minusových teplot. Budeme se také zabývat také rovnáním a energosilovými parametry rovnačky a výpočtem potřebných sil a křivostí kusů během chlazení. Jsou vyhodnoceny zejména výsledky nárazové práce a ukazuje se, že podstatný vliv na vyhovující výsledky má teplota doválcování v rozmezí 930 až 970 °C a rovnoměrnost teplotního pole po průřezu a délce. Na trati HCC je toho možno obtížně dosáhnout.

Klíčová slova: plochá ocel, válcování za tepla, rovnání

At present part of steel producers has no problem to achieve dimensional tolerances with accuracy within 0.1% of deviation and satisfactory values of mechanical properties, particularly toughness at -20° C or even at -60° C. Certain inhomogeneities, resulting from hot-rolling on the heavy mill, which concern increased tolerances and mechanical properties are manifested only at the final treatment and processing for shipping to the customers. Therefore, the aim and purpose of this work is to characterise the parameters of rolling, particularly final temperature before the rolling last stand and relate to it the issues of straightening. At production it is necessary to take theoretically into account the gradual healing processes at hot forming followed by growth of austenitic grains after recrystallisation, completed by the transformation of austenite to ferrite. It appears that also the finish rolling temperature and especially the uniformity of this quantity across the cross section and the length has a significant effect on the final properties. This analysis has an influence on the resulting structure, and thereby in particular on tensile tests and tests of peak loads even at minus temperatures. We will address also straightening and energy and force parameters of the straightening machine, as well as calculation of the necessary forces and curvature of pieces during cooling.

We will process also the results of peak load. It is clearly evident from graphical representation that the so called inflection point of imaginary function passing through the graph is (with some exceptions) below the critical lower limit of the norm, material properties have the potential to satisfy even more stringent standards and achieve thus even better results. We have also assigned to individual dependencies mathematical expression of polynomial functions, which are generally applicable for general use also in other applications.

Keywords: flat steel, hot rolling, straightening

1. Vybrané teoretické závislosti pro řízené tváření

Pro zajištění jemnozrnné mikrostruktury, která je žádoucí pro dosahování dobrých mechanických

vlastností při různých teplotních podmínkách je nutné dodržet určité požadavky na strukturu [1], ty se týkají zejména velikosti a rovnoměrnosti zrn (a dalších jako je např. množství a charakter precipitátů,...) k tomu je nutno znát:

1.1 Uzdravovací procesy při tváření za tepla

Při tváření za tepla probíhají dva základní procesy, zpevňování a uzdravování. Preference jednotlivých dějů závisí na termomechanických parametrech. Uzdravení se může uskutečnit dvěma základními procesy [1-6]. Nepřekročí-li velikost deformace kritickou hranici pro vznik statické rekrytalizace, je hlavním mechanismem uzdravování statické zotavení. Pokud velikost deformace překročí kritickou hodnotu, ale je nižší než kritická hodnota pro vznik dynamické rekrytalizace, probíhá celý proces následovně: statické zotavení, statická rekrytalizace. Pro statickou rekrytalizaci C-Mn oceli vytvořil Roberts [2] rovnice (1) a (2).

$$D_{rex} = 6,2 + 55,7 D_0^{0,15} \cdot \varepsilon^{-0,65} \left[\exp \left(\frac{350000}{RT} \right) \right]^{-0,11} \quad (1)$$

$$X(t)_s = 1 - \exp - 0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^{1,7} \quad (2)$$

$$t_{0,5} = (5,1 \cdot 10^{-21}) \cdot D_0^2 \cdot \varepsilon^{-4} \exp \left(\frac{330000}{RT} \right) \quad (3)$$

Pro válcování drátu, kde je deformační rychlost velmi vysoká (až 1000 s^{-1}) a její vliv by se neměl zanedbat, odvodili Marina a Lopez vztah pro $t_{0,5}$ rovnice (4)

$$t_{0,5} = (1,03 \cdot 10^{-10}) \cdot \varepsilon^{-2,6} \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,4} D_0 \exp \left(\frac{158000}{RT} \right) \quad (4)$$

Překročí-li velikost deformace hodnotu ε_{kr} , objeví se jiný mechanismus rekrytalizace, a to metadynamická rekrytalizace. Zárodky pro tento druh rekrytalizace jsou zrna vzniklá dynamickou rekrytalizací při tváření. Uzdravování pak probíhá ve třech fázích: statické zotavení, metadynamická rekrytalizace, statická rekrytalizace. Pro velikost metadynamicky rekrytalizovaných zrn C-Mn oceli vytvořil Hodgson vztah (5)

$$D_{md} = (2,6 \cdot 10^4) Z^{0,23} \quad (5)$$

$$X(t)_{md} = 1 - \exp \left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^{1,3} \right] \quad (6)$$

$$t_{0,5} = 1,12 \cdot Z^{0,8} \exp \left(\frac{230000}{RT} \right) \quad (7)$$

Předcházející rovnice byly zjištěny pro běžné C-Mn oceli.

1.2 Růst austenitického zrna po rekrytalizaci

Jakmile skončí rekrytalizace, začíná další růst zrn, který je funkcí času a teploty. Z tohoto vyplývá vztah (8).

$$d^n = d_{rex}^n + A \cdot t \exp \left(\frac{-Q}{RT} \right) \quad (8)$$

kde teoreticky $n = 2$. Při praktickém určení však byly zjištěny hodnoty podstatně vyšší.

Charakteristickým rysem růstu zrna po rekrytalizaci je prudké snížení rychlosti jeho růstu po úplné rekrytalizaci. Tímto problémem se zabýval Roberts. Ve svém modelu použil parabolické rovnice popisující kinetiku růstu zrna se dvěma sadami parametrů, které závisí na stádiu růstu zrna [7-11].

$$\text{pro } t \leq 20 \text{ s } D(t)^2 = D_{(t=0)}^2 + t \cdot 10^{A_1 - \frac{B_1}{T}} \quad (9)$$

$$\text{pro } t > 20 \text{ s } D(t)^2 = D_{(t=20s)}^2 + t \cdot 10^{A_2 - \frac{B_2}{T}} \quad (10)$$

hodnoty A_1 , A_2 , B_1 , B_2 pro oceli C-Mn-1, C-Mn-2, a eutektoidní, jsou zpracovány v tab. 1.

1.3 Přeměna austenitu na ferit

Po vyvácování oceli začíná fáze ochlazování, která je spojena s přeměnou austenitu na fáze stabilní při nižších teplotách. Faktory ovlivňující velikost feritického zrna jsou konečná velikost austenitického zrna, zbytková deformace, chemické složení a rychlost ochlazování, kde zbytková deformace je taková, která nebyla odstraněna rekrytalizací. U C-Mn, C-Mn-V, C-Mn-Ti ocelí je velmi velký vliv chemického složení na velikost feritického zrna [12-14]. Ta je po přeměně z plně rekrytalizovaného austenitu dána rovnicí (11)

$$d_{a0} = (\beta_0 + \beta_1 \cdot C_{eq}) + (\beta_2 + \beta_3 \cdot C_{eq}) \dot{T}^{-0,5} + \beta_4 (1 - \exp(\beta_5 \cdot d_\gamma)) \quad (11)$$

$$\text{kde } C_{eq} = C + \frac{Mn}{6}$$

$\dot{T}$ – rychlost ochlazování v $^{\circ}\text{C/s}$

d_γ – velikost austenitického zrna v μm

Tab. 1 Konstanty do rovnic (9) a (10)

Tab. 1 Constants in equations (9) and (10)

C-Mn-1	C-Mn-2	eutektoidní
$A_1 = 6,6$	$A_1 = 7,1$	$A_1 = 7,0$
$B_1 = 6200$	$B_1 = 7180$	$B_1 = 5900$
$A_2 = 8,1$	$A_2 = 9,5$	$A_2 = 8,4$
$B_2 = 9000$	$B_2 = 10920$	$B_2 = 8520$

2. Experiment

Popisujeme válcování ploché oceli na průběžné trati HCC (AMO) částečně rekonstruované, která byla zprovozněna v roce 1959, z běžných nízkouhlíkových ocelí jakostí 11.375 (dle norem EU S235JRG2) a 11.523 (S355J0 nebo S355J2G3) popřípadě ještě v omezené míře jakosti 11.443 dle ČSN (S275JR). Výchozím polotovarem je sochor o rozměrech 102x160 mm pro plochou ocel do tloušťky 25 mm. Při větších tloušťkách se používá nápic 180x180 mm, popřípadě ještě 160x160 mm pro nově zaváděné rozměry 170x14,15 mm.

Při zkušebním válcování ploché oceli byly odválcovány rozměry 150/30, 150/60, 130/35, 130/60 v jakostech 11.375 a 11.523 dle ČSN [7],[8]. U tloušťky 30 mm šlo o interní značky oceli C37Z a C53M ze ZPO 3, u tlouštěk 35 mm a více šlo o interní značky oceli K38A a K53M ze ZPO 1 [15].

Teplota ohřevu byla tedy snížena na max. 1200 °C. Byly odzkoušeny dvě doválcovací teploty před 9. stolicí a to vyšší teplota, která vyplynula z ohřevu a průběhu válcování (podle tlouštěk v rozmezí 970 až 1030 °C) a snížená doválcovací teplota na 930 °C (díky „čekání“ před 9. stolicí podle tlouštěk až cca 1:50 – 2 min.)

Celkem bylo na pilách tratě HCC odebráno 31 zkušebních kusů. Z každého kusu byla provedena zkouška tahem a zkoušky nárazové práce KV při +20 °C, 0 °C a -20 °C.

Pro kvalitní výrobek je zapotřebí uplatnit v úpravně rovnací stroj (devítiválcové rovnačky firmy SIMAC). Poháněno je pět horních válců, čtyři spodní válce a dva vertikální válečky (umístěné na výstupu z rovnačky) poháněny nejsou. Horní válce jsou stavitelné horizontálně, spodní horizontálně i vertikálně [16, 17]. Rovnaný materiál je přiváděn z chladníku do rovnačky valníkem a je zaváděn přes zaváděcí zařízení do rovnačích válců. K snadnějšímu zavádění deformovaných tyčí slouží manipulátor a pneumaticky zvedaný váleček na valníku před rovnačkou. Na výstupu z rovnačky je délka každé tyče změřena elektronickým měřičem délek. Experiment je tedy zaměřen též na rovnání.

Proces rovnání na víceválečkových rovnačkách je založen na pružně-plastickém ohybu v obou směrech. Plastická deformace neprotrhne přes celý průřez (po celé tloušťce vývalku), povrchové vrstvy se tedy deformují plasticky (napětí je konstantní a rovné mezi kluzu R_e) a vnitřní vrstvy pružně. Hranice mezi pružnou a plastickou zónou se nachází ve vzdálenosti „ z “ od neutrální osy. Zavádíme veličinu k_p (rov. 12), koeficient proniknutí plastické deformace ukazuje poměr výšky plastické zóny k celkové výšce vývalku

$$k_p = \frac{\frac{h}{2} - z}{\frac{h}{2}} = 1 - \frac{2 \cdot z}{h} \quad (12)$$

Při čistě pružném ohybu $z = \frac{h}{2}$ je $k_p = 0$, při čistě plastickém ohybu $z = 0$ je $k_p = 1$, při pružně-plastickém ohybu je velikost koeficientu $k_p < 1$. Při rovnání vývalků ohybem neexistuje čistě plastický ohyb $\sigma_y = R_e = konst.$ po celém průřezu (je to možné pouze při rovnání plastickým tahem), protože při libovolném sklonu průřezu k neutrální ose (s vyloučením nereálného případu, kdy je tento úhel roven nule) existuje pružné jádro průřezu, ve kterém se napětí mění s výškou podle Hookova zákona a dosahuje maxima $\sigma_y = R_e$ jen na hranici mezi pružnou a plastickou zónou

průřezu. Z uvedeného vyplývá, že při pružně-plastickém ohybu je moment větší než při pružném ohybu a menší než při plastickém ohybu.

Aby byl materiál průchodem rovnačkou vyrovnán do roviny, je nutné zajistit co do znaménka proměnný ohybový moment v jednotlivých průřezích s tím, že se směrem k výstupu vývalku z rovnačky ohybové momenty zmenšují.

Rozsah příspěvku neumožňuje postupně popisovat odvozování sil F a ohybových momentů M v jednotlivých průřezích. Uvádíme pouze konečnou rovnici pro výsledný (součtový) koeficient proniku plastické deformace při rovnání k_{def} .

$$k_{def} = \sum_{i=2}^{i=(n-1)} \left(\frac{k_i^2}{1-k_i} \right) + k_2^2 \left[\frac{1}{1-k_2} + k_2 \cdot (n-3) \right] \quad (13)$$

$k_2 = (0,8 \div 0,6)$ je koeficient proniknutí plastické deformace pod druhým rovnacím válečkem, D je průměr pracovního válečku rovnačky [mm].

Z výše uvedených vztahů je zřejmé, že výkon a krouticí moment potřebný pro rovnání je úměrný velikosti průřezu ($b \cdot h$), čtverci meze kluzu rovnaného materiálu, rychlosti rovnání, resp. průměru pracovního válečku rovnačky.

3. Výsledky a zhodnocení

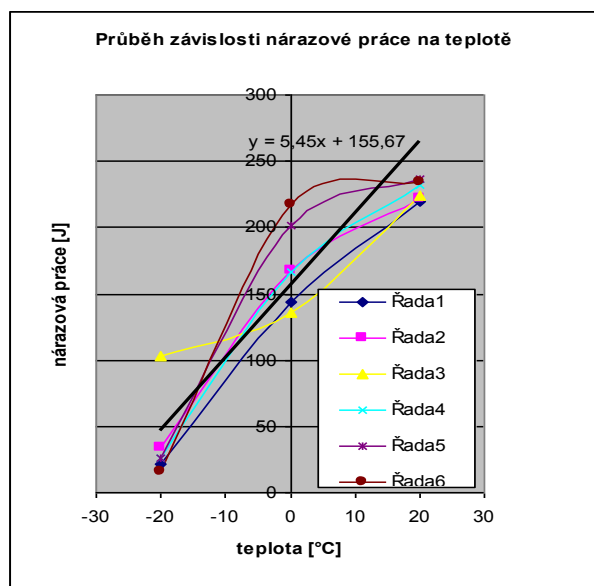
Zkouška tahem a zkoušky nárazové práce při +20 °C a při 0 °C ve všech případech vyhověly předpisu norem. U zkoušky nárazové práce při -20 °C nebylo ve více než 30 % případů dosaženo předepsaných hodnot a zkoušky nevyhověly. Obecně horší hodnoty byly zjištěny u kusů bez snížené doválcovací teploty [18-20].

Zásadním problémem dosažení optimálních mechanických hodnot je teplota doválcování a rovnoměrný prohřev, které souvisí na HCC ve vztahu k technické vybavenosti tratí.

Jako příklad z celé škály zkoumaných ocelí jsou v tab. 2. a na obr. 1. uvedeny hodnoty nárazové práce pro 6 kusů vybrané tavby. Pro řadu 6 (poslední sloupec v tabulce) je uvedena i regresní rovnice.

Tab. 2 Výsledky houževnatosti
Tab. 2 Results of toughness

°C	hodnoty pro jakost C37Z (J)					
20	220	222	224	232	237	234
0	144	167	136	166	201	217
-20	21	34	103	26	26	16



Obr. 1 Závislost nárazové práce na teplotě
Fig. 1 Dependence of peak load on temperature

Tato optimální dovalcovací teplota, které je možno bez nebezpečí na trati HCC dosáhnout, to je 930 - 970 °C. se při současném stavu tratě a technologie válcování podle výsledků dosahovaných mechanických hodnot jeví jako nejvhodnější. Je jasné, že není dost dobře možné zajistit v současných podmínkách na HCC trati stejnou teplotu kusu dlouhého, v některých případech až 48 metrů.

Bylo provedeno několik měření přenosným měřicím přístrojem zn. RAYNGER II, a provedeno zkušební měření v místě měření pevným měřicím s akceptovatelným rozdílem 6 °C. U jednoho kusu č.4, kde naměřené hodnoty jsou na začátku 951 °C, ve středu 895 °C a na konci 922 °C, vyšlo při měření najevo, že teplota velmi silně kolísala až o 40 stupňů nahoru i dolů na velmi krátkém úseku kusu. Bylo provedeno také zkušební měření se zapnutým měřicím teploty a pochůzkou podél celé délky kusu a hodnoty teplot prakticky v žádném okamžiku nebyly stejné. To ukazuje na velmi složité teplotní podmínky při válcování a pro zlepšení těchto parametrů by nejspíš bylo nejlepší zařadit před poslední stolicí nějaký druh ohřívacího zařízení pro vyrovnávání teplot.

Maximální teplota kusu pro vstup do rovnačky je 250 °C (pro sílu 30 mm a výše) resp. 120 °C pro menší síly ploché oceli, je tedy nutné, aby kusy při chladnutí na chladnicích byly ochlazovány stejnoměrně. Protože však zpravidla podmínka rovnoměrného chlazení po celé délce kusu není dodržena (vlivem konstrukční nedokonalosti tratě), dochází ke kroucení a křivení kusů, které rovnačka srovná jen velmi obtížně.

Závěr

Cílem této práce bylo osvětlit problémy, vznikající při válcování zejména ploché oceli, zjistit důvody, proč se tomu tak děje a navrhnout alespoň určitá zlepšení nebo

směry, jakými se je třeba ubírat. Postupným řešením dílčích problémů při válcování různých profilů byla zjištěna optimální dovalcovací teplota 930 až 970 °C pro zajištění požadovaných hodnot vrubové houževnatosti, avšak stále docházelo k asi 10 % riziku nezajištění těchto hodnot při -20 °C. Hodnoty teplot jsou velmi nestabilní díky provozním podmínkám a proto dochází k velmi rozdílným výsledkům zkoušek i v jednom jediném kusu. Teplota velmi kolísá v rozsahu až 40 °C. Vzhledem k těmto zjištěním se jeví (a také praxe na jiných, modernějších tratích podobného typu to potvrzuje), aby před dovalcovací stolicí bylo zajištěno nějakým druhem ohřívacího zařízení vyrovnání teplot na požadované hodnoty. Byly také zpracovány výsledky nárazové práce z dřívější doby a z grafického znázornění jasně vyplývá, že tzv. inflexní bod pomyslné funkce, probíhající grafem, se (až na výjimky) nachází pod kritickou spodní hranicí normy. Materiálové pevnostní vlastnosti mají potenciál vyhovět ještě přísnějším normám a dosáhnout tedy lepších výsledků. Jednotlivým závislostem také byly přiřazeny matematická vyjádření polynomiálních funkcí, která jsou vesměs použitelná pro obecné použití i v jiných aplikacích.

V celém průběhu řešení bylo jasně potvrzeno, že problémy, vznikající při rovnání na úpravných HCC, je nutno posunout z oblasti odstraňování následků na rovnačky do oblasti odhalování příčin už při válcování na trati.

Poděkování

**Práce byly vykonány v rámci projektu
CZ.1.05/2.1.00/01.0040 "Regionální materiálové
technologické výzkumné centrum" (v rámci
Operačního programu Výzkum a vývoj pro inovace,
financovaného ze strukturálních fondů EU a ze
státního rozpočtu ČR).**

Literatura

- [1] FERNÁNDEZ, A.I., et.al.. Modeling of microstructure evolution during multipass rolling of Nb-microalloyed steels: influence of initial austenite state. In. Int. Conf. Thermomechanical processing: Mechanics, Microstructure and Control, Impetus, Sheffield, June 2002, p. 302-308.
- [2] DEGHAN-MANSHADI, A., BARNETT, M.R., HODGSON, P.D. Recrystallization in AISI 304 austenitic stainless steel during and after hot deformation. Materials Science and Engineering A, 2008, Vol. 485, No. 1-2, p. 664-672.
- [3] ŽÍDEK M. *Metalurgická tvařitelnost*, Aleko Praha, 1995. na HCC trati, 2003.
- [4] KLÍBER, J. Simulation of forming processes by plastometric tests. Trans. of the VSB-TU, Metall. Series, Vol. 1, 1998, 1-53, ISBN 0474-8484.
- [5] DU, L. aj. Austenite Recrystallization and Controlled Rolling of Low Carbon Steels. Journal of ISR, International, 2006, Vol.13(3), 31-35.
- [6] HODGSON, P. D., BELADI, H., BARNETT, M. R. Grain Refinement in Steels through Thermomechanical Processing, In. Microalloying for New Steel Processes and Application, Material Science Forum 500-501, ISSN-02555476, 2005.

- [7] PIETRZYK M., KUZIAK R.: Validation of a Model of Plastic Deformation of C-Mn Steels in the Two-Phase Temperature Region. Steel Research International, 2009, Vol. 80, No. 10, p. 767-778.
- [8] KLIBER, J., aj. Hot forming recrystallization kinetics in steel. Metalurgija, 2010, Vol. 49, No. 1, p. 67-71.
- [9] CHO, J.R. Prediction of microstructural evolution and recrystallization behaviors of a hot working die steel by FEM. Journal of Materials Processing Technology, 2005, Vol. 160, No. 1, p. 1-8.
- [10] HUMPREYS F.J., HATHERLY M. Recrystallization and related annealing phenomena. second edition. Kidlington: Elsevier, 2004. 617 s. ISBN 0 08 044164 5
- [11] YUE, Ch., aj. Mathematical models for predicting the austenite grain size in hot working of GCr15 Steel. Computational Materials Science, 2009, Vol. 45, No. 2, p. 462-466.
- [12] ZHU, G., SUBRAMANIAN, S.V. Recrystallization Behavior Design for Controlling Grain Size in Strip Rolling Process. Journal of Iron and Steel Research, International, 2008, Vol. 15, No. 1, p. 39-44.
- [13] KLIBER J., FABÍK, R. One and two stage description of recovery and recrystallization of steel., In: CAM3S 2005 11th int. Scientific conf., paper 03.1 (CD), IOCSC AMME WorldPress, Gliwice 2005, ISBN 83-89728-19-2.
- [14] GÓMEZ, M., aj. Evolution of austenite static recrystallization and grain size during hot rolling of a V-microalloyed steel. Materials Science and Engineering A, 2009, Vol. 501, No. 1-2,
- [15] SCHACHL, M. Výroba a rovnání ploché oceli řady 130-170 dle ČSN válcované za tepla na trati HCC, Mittal Steel Ostrava, Diplomová práce FMFI, VŠB-TU Ostrava, 2006.
- [16] PACHLOPNÍK R., Počítačová simulace válcování plochého vývalku metodou konečných prvků, Diplomová práce VŠB-TU Ostrava, 1999 str.15-19.
- [17] POKORNÝ A., Tvářecí stroje, podélná a příčná doprava a manipulátory, dělicí... skripta VŠB-TU Ostrava, 1990.
- [18] Interní zpráva: Hutní a chemické laboratoře ISPAT, LP/03-122/116, 2003.
- [19] Výzk. a zkušební ústav Nová Huť, a.s., Závěrečná zpráva výzkumného úkolu TR ev.č.H-03-103/762 "Náhrada ocelí se zaručeným obsahem Al odlévaných na ZPO 3", 2001.
- [20] COUFAL, M., aj. Detailní technologické předpisy úpravny HCC, ISPAT NOVÁ HUŤ a.s., závod 14-Válcovny, 2003.

Forming 2013

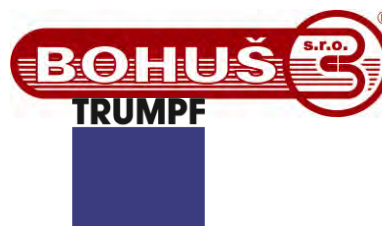
XX. medzinárodná vedecká konferencia zameraná na tvárnenie kovov

11. – 14. 9. 2013 Hotel Park Piešťany, Slovensko

Organizátori



Sponzori



http://www.mtf.stuba.sk/sk/diani-na-mtf/aktuality/forming-2013.html?page_id=9704

Vliv řízeného válcování tyčí na vlastnosti vysokopevnostních řetězů

Effect of Controlled Rolling of Bars on the Properties of High-strength Chains

Ing. Lukáš Pindor, Ph.D.¹, Ing. Marian Marek¹, Ing. Jiří Cibulka¹, Ing. Renata Sikorová¹, Ing. Vojtěch Dudek²

¹TŘINECKÉ ŽELEZÁRNY, a.s., Průmyslová 1000, 739 70 Třinec, Česká republika

²Řetězárna, a.s., Polská 48, 790 81 Česká Ves, Česká republika

Tématem tohoto článku je ověření vlivu zvolených podmínek válcování řetězové oceli 23MnNiMoCr5-4 na konečné mechanické a mikrostrukturální vlastnosti vysokopevnostních řetězů třídy 10. Pro pevnostní třídu 10 je používaná technická specifikace PAS 1061, jejíž požadavky jsou velmi přísné a protichůdné, když požadují na zušlechťeném a vyzkoušeném řetězu kombinaci vysoké pevnosti a dobré vrubové houževnatosti. V rámci experimentu byly šesti různými způsoby, tj. kombinací konvenčního, řízeného a normalizačního válcování spolu s řízeným chlazením na kontijemné trati v Třineckých železárnách, a.s., odválcovány tyče z vysokopevnostní řetězové oceli 23MnNiMoCr5-4. Daný experiment byl pak vyhodnocen z pohledu mechanických a plastických vlastností na hotových řetězech vyrobených v Řetězárně, a.s.

Klíčová slova: řetězová ocel, PAS 1061, řízené válcování, řízené chlazení

The topic of this paper is to verify the effect of selected conditions of heat rolling of chain steel 23MnNiMoCr5-4 on the final microstructure and mechanical properties of high-strength chains of the Class 10. The strength Class 10 is defined by the technical specification PAS 1061, the requirements of which are very strict and contradictory, as they require for a heat treated and tested chain a combination of high strength and good toughness. In this experiment, the steel rounds in bars of high strength steel for chains 23MnNiMoCr5-4 were rolled by combination of six different ways, i.e. conventional, controlled rolling and normalizing, together with controlled cooling, in the continuous light section mill in Třinecké železářny, a.s. The experiment material was then subjected to determination of mechanical and plastic properties of the finished chains produced in the chain producing plant Řetězárna, a.s. The results of all the tests showed that the rolling conditions, or the choice of finish rolling temperature and controlled cooling, visibly affected the mechanical properties of steel and then the properties of chains due to creation an expected refinement of austenite grains and the consequent increase of the number of nucleuses during the transformation of austenite grains. Mechanical properties, such as strength, hardness and toughness, were thanks to normalizing, controlled rolling and controlled cooling higher than after the conventional rolling. Controlled cooling showed a positive effect on the properties of steel, but not as significant as in the case of controlled rolling. Finished high strength chains showed the best mechanical and microstructural results in the samples made by application of controlled rolling and cooling. A visible difference between the rolling methods was evident from the microstructure of rolled steel, where a gradual grain refinement was found and also the refinement of laths of martensite was apparent from the microstructure of the finished chains. On the other hand, the values of yield strength and impact energy at -40 °C of the samples did not fulfill all the requirements of PAS 1061 for the Class 10 high-strength chains.

Key words: chain steel, PAS 1061, controlled rolling, controlled cooling

Svařované krátkočlánkové vázací řetězy jsou v dnešní době používány v mnoha strojírenských a technických oborech. Tyto řetězy jsou dodávány v několika pevnostních třídách, které blíže specifikuje norma ČSN EN 818-1 [1]. V současné době roste na trhu poptávka po vázacích řetězech s vyšší pevností, což vede přední výrobce řetězů k vývoji pevnostní třídy 10. Pro danou pevnostní třídu 10 se mezi výrobcí a zákazníky přijala veřejně dostupná specifikace PAS 1061, přičemž požadavky z ní vyplývající jsou velmi přísné a protichůdné. Na zušlechťeném a vyzkoušeném řetězu požadují kombinaci vysoké pevnosti a zároveň dobré vrubové houževnatosti. Docílení všech těchto požadavků klade vysoké nároky nejen na samotnou

technologii výroby řetězu, ale především na technologii výroby řetězové oceli.

Jednou z možností pro splnění těchto náročných požadavků je patřičné dolegování konvenční řetězové oceli, jejíž vlastnosti se třídě 10 blíží. Na druhou stranu toto řešení s sebou přináší navýšení ceny konečného výrobku. Jako ekonomicky schůdnější se pak jeví použití řízeného válcování dané konvenční oceli, které na základě zjemnění zrna a sekundárního zpevnění může také požadovaný efekt přinést.

Tento článek je tedy zaměřen na posouzení vlivu různých technologií válcování tyčí do svitku z oceli

23MnNiMoCr5-4 na mechanické a plastické vlastnosti a výslednou mikrostrukturu hotových řetězů. Za tímto účelem bylo voleno jak konvenční, normalizační, tak i řízené válcování dané oceli a dále také volné a řízené ochlazování materiálu po průchodu finální stolicí kontijemné trati Třineckých železáren, a.s. (dále TŽ). Tímto způsobem bylo vyrobeno šest variant svitků, ze kterých byly v Řetězárně, a.s. posléze vyrobeny a vyzkoušeny vysokopevnostní řetězy.

Vázací krátkočlánkové řetězy

Vázací krátkočlánkové řetězy patří svým způsobem použití do skupiny dopravníkových řetězů, které se používají k přemísťování surovin, materiálů nebo zboží v různých odvětvích. Tyto řetězy jsou odporově svařované z kruhové oceli, tepelně zpracované a vyzkoušené. Lze říci, že krátkočlánkové řetězy mají díky své menší rozteči vynikající vlastnosti, přičemž lze vyzdvihnout především vysokou ohebnost a pružnost. V závislosti na požadované třídě pevnosti (tab. 1) je pak vlastní pevnost řetězu dána jeho tepelným zpracováním.

Tab. 1 Rozdělení krátkočlánkových řetězů do pevnostních tříd dle ČSN EN 818-1 [1]

Tab. 1 Distribution of short-link chains into the strength classes according to DIN EN 818-1 [1]

Třída		Jmenovité napětí stanovené při minimální síle při přetržení [N/mm ²]
Přesná tolerance	Střední tolerance	
M	4	400
P	5	500
S	6	630
T	8	800
V	10	1000

Požadavky na řetězy pevnostní třídy 10 dle směrnice PAS 1061

Jak již bylo uvedeno, PAS 1061 je velmi přísná směrnice, kterou s obtížemi dodržují i přední světoví výrobci řetězů. Mezi nejnáročnější požadavky PAS 1061 patří kombinace pevnosti a dobré vrubové houževnatosti [2].

Pevnost

Minimální hodnota pevnosti řetězu třídy 10 je 1000 MPa. Jelikož pevnost řetězu je dána odolností materiálu vůči složenému namáhání v tahu, tlaku a smyku, musí být hodnota pevnosti zušlechťeného výchozího materiálu zjištěná tahovou zkouškou min. 1,42x vyšší, tzn. 1420 MPa. Minimální nosnost a lomová síla řetězu pevnostní třídy 10 v závislosti na jeho jmenovité

tloušťce jsou pak stanoveny výpočtem a tabelovány v PAS 1061 [2].

Nárazová práce

ISO-V vzorky se odebírají dle normy ČSN ISO 148-1 [3] z nesvařených ramen článků řetězů a musí vykazovat jako střední hodnotu ze tří zkoušek nárazovou práci přinejmenším 42 J při teplotě minimálně -40 °C. Žádná z jednotlivých hodnot nárazové práce nesmí být menší než 28 J [2].

Řetěz třídy 10 musí mít podle PAS 1061 také výbornou únavovou odolnost při kmitavém napětí, ohybovou houževnatost, odolnost vůči korozi a tepelnou stabilitu.

Experiment

Pro vlastní experiment byla použita běžně vyráběná ocel 23MnNiMoCr5-4 s chemickým složením: C ~ 0,23 %, Mn ~ 1,17 %; Si ~ 0,142 %; Ni ~ 0,96 %; Mo ~ 0,53 %; Cr ~ 0,47 %. Na kontijemné trati TŽ pak byly sochory z této oceli konvenčně ohřívány v krokové peci a válcovány do tyčí ve svitku o průměru 19 mm, přičemž po projetí finální ASC stolicí došlo k rozdělení rozválcované tyče na dva jednotunové kusy a k navíjení tyčí do svitků na Garetových navíječkách. Samotné válcování pak probíhalo dle následujícího plánu:

- konvenční válcování (sochor č. 1)
 - volné ochlazování (č. svitku 1)
 - řízené ochlazování (č. svitku 2)
- normalizační válcování (sochor č. 2)
 - volné ochlazování (č. svitku 3)
 - řízené ochlazování (č. svitku 4)
- řízené válcování (č. sochoru 3)
 - volné ochlazování (číslo svitku 5)
 - řízené ochlazování (č. svitku 6)

Řízené chlazení v tomto smyslu znamená použití maximálního ochlazení materiálu po projetí finální stolicí, tedy maximálního z pohledu možnosti tratě. Konkrétní dosažené teploty během válcování jsou shrnuty v tab. 2.

Tab. 2 Teploty experimentálního válcování oceli 23MnNiMoCr54 (průměrné teploty)

Tab. 2 Temperatures of experimental rolling of the steel 23MnNiMoCr5-4 (average temperatures)

Č. sochoru	Č. svitku	Ohřívací teplota (°C)	Doválcovací teplota (°C)	Teplota navíjení (°C)
1	1	1151	990	988
	2			870
2	3	1146	875	896
	4			725
3	5	1145	800	833
	6			691

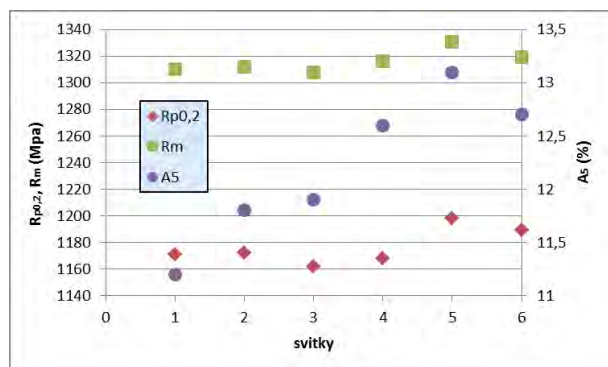
Jednotlivé svitky tyčí byly v Řetězárně, a.s. zpracovány do řetězů a tepelně zpracovány dle PAS 1061 na spojitě indukční lince - kalení (teplota austenitizace 960 °C/kalení do vody s polymerem) a popouštění 380 °C následované volným chlazením na vzduchu a

dochlazením ve vodě. Tepelně zpracované řetězy byly finálně zatíženy výrobní zkušební silou, odpovídající 62,5 % meze pevnosti oceli.

Hotové řetězy označené číslem charakterizujícím jednotlivé svitky byly podrobeny praktické zkoušce tahem, která probíhala na trhacím stroji až do porušení vzorku. Získané hodnoty smluvní meze kluzu ($R_{p0,2}$), meze pevnosti (R_m) a tažnosti (A_5) byly vyneseny do grafu a trendově srovnávány s výsledky z tahové zkoušky vzorků z odválcovaného materiálu, který byl zušlechťen také dle PAS 1061. Stejným způsobem byla hodnocena na vzorcích z válcovaných tyčí a hotových řetězů i nárazová práce při $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. Velikost feritického zrna byla hodnocena na vzorcích tyčí po válcování naleptaných Nitalém. Vyjádření velikosti zrn bylo provedeno srovnáním s normovanými zobrazeními při zvětšení 100x v souladu s normou ČSN EN ISO 643 [3]. Následně bylo provedeno v programu NIS Elements kontrolní měření středního průměru zrna na cca 40 zvolených zrnech v každém vzorku. Dle výpočtu z normy ČSN EN ISO 643 byl střední průměr zrna převeden na standardizované číslo velikosti zrna. Pro hodnocení makro a mikrostruktury byl použit mikroskop Carl-Zeiss NEOPHOT 32 s CCD kamerou propojenou s počítačem a software NIS Elements [5].

Výsledky experimentu

Na obr. 1 lze vidět srovnání jednotlivých válcovacích technologií tavby oceli 23MnNiMoCr5-4 z pohledu meze kluzu, meze pevnosti a tažnosti po předchozím zušlechťení materiálu dle PAS 1061. Z grafu je patrné, že se snížením doválcovací teploty došlo k nárůstu hodnot v všech sledovaných parametrech.

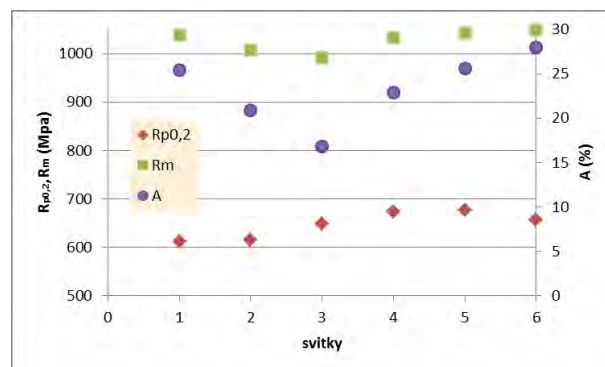


Obr. 1 Srovnání mechanických vlastností v vzorcích z jednotlivých odválcovaných svitků

Fig. 1 Comparison of mechanical properties of samples from individual as-rolled coils

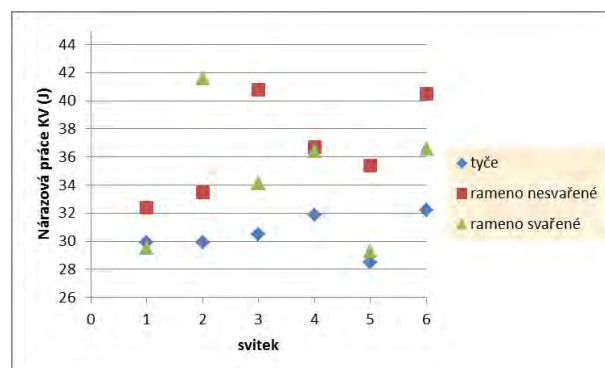
Výjimkou zde bylo normalizační válcování bez dochlazení (svitek č. 3), kde byly hodnoty R_m a $R_{p0,2}$ nejnížší. Zrychlené chlazení oceli po odválcování mělo také kladný vliv na hodnocené parametry, ačkoliv i zde byla výjimka a to v podobě svitku č. 6, který byl zchlazen pod teplotu A_{c1} . Celkově však sledované hodnoty pevnosti nedosahovaly požadované meze 1420 MPa podle PAS 1061.

Výsledky tahové zkoušky provedené na hotových řetězech (obr. 2) potvrdily trend pozorovaný u zkoušek provedených na vzorcích tyčí. Řetězy vyrobené ze svitku řízeně válcovaného a chlazeného vykazovaly největší hodnoty meze kluzu, pevnosti i tažnosti. Nutno ovšem poznamenat, že rozdíly byly velmi malé. Celkově však řetězy oproti vzorkům z tyčí (tedy až na řetězy ze svitku č. 3) z pohledu pevnosti vyhověly požadavkům PAS 1061 ($R_m \geq 1000\text{ MPa}$), což lze připsat mírně odlišným podmínkám při tepelném zpracování vzorků (indukční kalení, složení kalící lázně apod.).



Obr. 2 Výsledky tahové zkoušky provedené na hotových řetězech
Fig. 2 Results of tensile tests performed on finished chains

Hodnoty nárazové práce při $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ provedené jak na vzorcích z tyčí, tak i na vzorcích ze svařeného a nesvařeného ramene článku (obr. 3), potvrdily příznivý vliv dochlazení materiálu po doválcování, když dosažené hodnoty byly nepatrně vyšší při porovnání s volných chlazením materiálu na vzduchu. Na druhou stranu ani jedna hodnota nárazové práce nedosáhla požadavku PAS 1061, tedy 42 J.



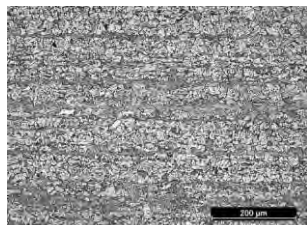
Obr. 3 Výsledky zkoušky rázem v ohybu při $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$
Fig. 3 Results of the Charpy impact test at $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$

Prezentovaný pozitivní efekt snížené doválcovací teploty na dosažené výsledky lze vysvětlit zjemněním zrna oceli 23MnNiMoCr5-4 (tab. 3). Na vzorcích z odválcovaného materiálu bylo pozorováno postupné snížení velikosti feritického zrna v závislosti na klesající teplotě doválcování, přičemž u vzorků ochlazovaných řízeně byl patrný další přínos (obr. 4).

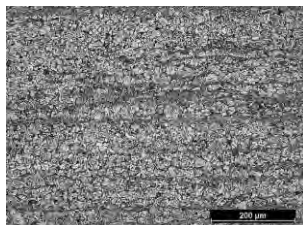
Tab. 3 Velikost feritického zrna válcovaných tyčí
Tab. 3 Size of ferritic grains in the rolled bars

Vzorek č.	Srovnávací metoda	Přepočet ze středního průměru zrna			
	Číslo velikosti zrna	Střední průměr zrna	Počet zrn na mm ²	Číslo velikosti zrna	
	G	d [mm]	m	G	
1	8	0,02134	2196	8,1	8
2	8,5	0,01915	2727	8,4	8,5
3	9	0,01547	4178	9,0	9
4	9,5	0,01319	5748	9,5	9,5
5	10	0,01179	7194	9,8	10
6	10	0,01105	8190	10,0	10

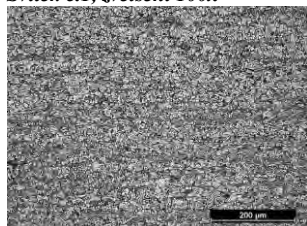
Z hlediska mikrostruktury vzorků č. 1 až č. 6 po válcování byla výsledná struktura složená ze směsí feritu, bainitu a perlitu s přítomností různých typů vyloučených karbidů. Struktura vzorků odebraných z nesvařeného ramene článku řetězů po tepelném zpracování byla čistě martenzitická bez zbytkového austenitu.



Svitek č.1, zvětšení 100x



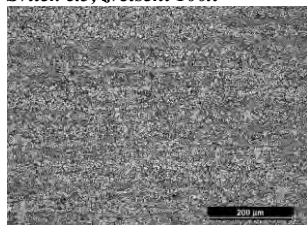
Svitek č.2, zvětšení 100x



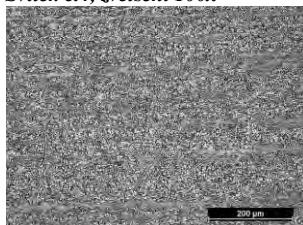
Svitek č.3, zvětšení 100x



Svitek č.4, zvětšení 100x



Svitek č.5, zvětšení 100x



Svitek č.6, zvětšení 100x

Obr. 4 Mikrostruktura hotových řetězů
Fig. 4 Microstructure of finished chains

Jemnější jehlice martenzitu pozorované u vzorků č. 5 a č. 6 ve srovnání se vzorkem č. 1 potvrdily výsledky ze stanovení feritického zrna, tedy, že vlivem řízeného válcování a chlazení došlo ke zjemnění austenitického zrna a tím pádem i finální mikrostruktury.

Závěr

Cílem této práce bylo ověřit vliv zvolených podmínek válcování tyčí do svitku na kontijemné trati v TŽ na konečné vlastnosti vyrobených vysokopevnostních řetězů třídy 10. Výsledky ukázaly, že podmínky válcování, respektive volba doválcovacích teplot a řízené ochlazování pomocí zjemnění austenitického zrna pozitivně ovlivňuje mechanické vlastnosti oceli a posléze i vlastnosti vyrobených řetězů. Tato skutečnost byla potvrzena nejen ze stanovení velikosti feritického zrna, ale i z mikrostruktury hotových řetězů. Ačkoliv získané hodnoty meze pevnosti a nárazové práce při -40 °C nesplnily všechny požadavky PAS 1061 pro vysokopevnostní řetězy třídy 10, lze spatřit ve výsledcích z řízeného válcování a chlazení oceli 23MnNiMoCr5-4 určitý benefit.

Literatura

- [1] ČSN EN 818-1+A1. Krátkočlánkové řetězy pro účely zdvihání - Bezpečnost - Část 1: Všeobecné přejímací podmínky. 2008, 20 s
- [2] PAS 1061. Řetězy z kruhové oceli pro vázací řetězy: Třída jakosti 10. 2006, s. 13
- [3] ČSN ISO 148-1. Kovové materiály - Zkouška rázem v ohybu metodou Charpy - Část 1: Zkušební metoda. 2010. S. 26.
- [4] ČSN EN ISO 643. Ocel - Mikrografické stanovení velikosti zrn. 2003. S. 39.
- [5] Marek, M. Vliv procesu výroby tyčí a drátu na vlastnosti vysokopevnostních řetězů. Diplomová práce, Fakulta strojní, ČVUT, Praha, 2012

Vliv laboratorního spojitého válcování na vlastnosti kruhových tyčí z konstrukční oceli S355J2

Influence of Laboratory Continuous Rolling on Properties of Round Bars Made of Structural steel S355J2

prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.¹, Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.¹, Ing. Rostislav Kawulok¹, Ing. Petr Kawulok, Ph.D.¹, Ing. Martin Kraus, Ph.D.¹, Miroslav Šula¹, Ing. Karel Milan Čmiel, Ph.D.²

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

²TŘINECKÉ ŽELEZÁRNY, a.s., Průmyslová 1000, 739 70 Třinec, Česká republika

Na čtyřstolicovém spojitém pořadí nové laboratorní trati byly válcovány kruhové tyče z oceli S355J2 při výchozích teplotách 850 – 1050 °C. I po volném ochlazení vývalků na vzduchu se podařilo dosáhnout velmi jemnozrnné mikrostruktury (se střední velikostí zrna až 4,8 µm). Nejlepší komplex pevnostních a plastických vlastností byl získán po válcování z výchozí teploty 800 °C – mez kluzu 508 MPa a tažnost nad 31 %. Zajímavým poznatkem je nárůst teploty materiálu vlivem deformačního tepla při spojitém válcování, registrovaný v řádu desítek °C, s nímž je třeba počítat při plánování doválcovacích teplot.

Klíčová slova: nelegovaná jakostní konstrukční ocel; laboratorní spojitě válcování tyčí; teplota válcování; strukturní a mechanické vlastnosti

The first results obtained by continuous rolling of round bars on the new laboratory rolling mill with calibration flat oval – circle showed a considerable potential for influencing the structural, strength and plastic properties by intensive deformation, generated by four closely arranged rolling stands in configuration horizontal/vertical. We chose the initial temperatures of material within the range from 850 to 1050 °C, i.e. entirely within the zone of austenite. Even in the case of free cooling of rolled products on air we managed to achieve highly fine-grained microstructure of the steel S355J2 (with average grain size up to 4.8 µm), as well as balanced mechanical properties. The best complex of strength and plastic properties was obtained after rolling from the initial temperature of 800 °C – yield strength of 508 MPa and ductility above 31 %. Linking of roughing and finish rolling without intermediate reheating, as well as accelerated cooling by water spraying should improve these properties even more. Interesting finding was the fact that material temperature increased as a result of deformation heat during continuous rolling by tens of degrees °C, so it is necessary to count with this increase at planning of finish rolling temperatures.

Keywords: unalloyed high quality structural steel; laboratory continuous rolling of bars; rolling temperature; structural and mechanical properties

V prosinci 2012 byla v Regionálním materiálově technologickém výzkumném centru VŠB-TUO zprovozněna nová polospojité laboratorní trať, určená pro optimalizační simulace řízeného válcování a ochlazení tyčí, resp. pro dosažení intenzivního protváření materiálu v krátkém časovém úseku, a to tradiční metodou podélného válcování v jednoduchých kalibrech. Na Fakultě metalurgie a materiálového inženýrství VŠB-TUO tak lze v současné době fyzikálně simulovat procesy válcování za tepla kruhových tyčí, plechů (reverzní stolice K350) i pásů (dvoustolicová vratná trať TANDEM), nebo modelovat procesy válcování pásu za studena (na hydraulicky předepjaté stolici Q110, nově vybavené samostatnou rychlostní regulací horního pracovního válce v širokém rozsahu) [1]. Tato zařízení, svým charakterem podobná

tvářecím zařízením provozním, se vhodně doplňují s novým simulátorem deformací HDS-20 na VŠB-TUO, zahrnujícím základní komponenty plastometru Gleeble 3800 a simulačního modulu Hydrawedge II firmy DSI. Plastometrická simulace je samozřejmě univerzálnější a mnohem variabilnější při volbě experimentálních podmínek, ale laboratorní vývalky mají zásadní přednost spočívající v jejich velikosti a tvaru (umožňujícím efektivní hodnocení mechanických vlastností standardními metodami), a rovněž v charakteru výsledné mikrostruktury (velmi blízké struktuře vývalků provozních). V článku budou prezentovány první výsledky pokusného spojitěho válcování v laboratorních podmínkách a demonstrovány tak vybrané aplikační možnosti nové tratě.

Charakteristika laboratorní polospojité válcovny tyčí

Pro účely válcování tyčí kruhového průřezu je využívána vratná předválcovací stolice duo s průměrem válců až 350 mm a čtyřstolicové hotovní pořadí s průměrem válců duo stolic max. 200 mm. Kalibrace obou pořadí je typu plochý ovál – kruh. Na předválcovací stolici lze z kulatiny největšího průměru 55,0 mm vyválcovat kruhovou ocel o průměrech 43,3 mm – 33,6 mm – 26,0 mm – 20,0 mm – 15,8 mm (na první sadě válců), resp. 20,0 mm – 15,8 mm – 12,3 mm – 9,8 mm – 7,9 mm (na druhé sadě válců – z kulatiny největšího průměru 26 mm). Naválcované tyče o průměru 20,0 – 7,9 mm lze bezprostředně či po mezhřevu nasměrovat do hotovního pořadí, v němž se střídají samostatně poháněné horizontální a vertikální stolice s volitelnou mezistolicovou vzdáleností (min. 1,0 m). Z výchozích polotovarů mohou být čtyřmi průchody spojitě vyválcovány kruhové tyče o průměru 12,3 mm – 9,8 mm – 7,9 mm – 6,4 mm – 5,1 mm. Z takto připraveného nápihu o průměru 6,4 mm lze po stříhání a mezhřevu naválcovat v poslední kalibrační řadě spojitěho pořadí tyč o průměru 4,2 mm. Z uvedeného je zřejmé, že nová trať byla projektována se záměrem simulovat vybrané uzly válcování jednoduchých profilů na středojemné či drátové trati. Nejvyšší válcovací rychlost je omezena na cca 2,5 m/s.

Pro ohřev polotovarů před válcováním je určena hlavní plynová pec (pro teplotu max. 1300 °C) a stabilní elektrická pec s délkou nístěje 1,2 m (max. 1250 °C). Pro mezioperační ohřev, resp. pro tepelné zpracování (i v kombinaci s kalicí vanou vybavenou oběhovým čerpadlem) či řízeně zpomalené ochlazení odstřížků vývalků jsou určeny další čtyři mobilní elektrické odporové pece různé konstrukce. Nejvyšší teplotu (1800 °C) lze dosáhnout v superkanthalové peci. Za spojitým hotovním pořadím je možno válcovaný materiál ochlazovat volně na vzduchu, zrychleně tlakovou vodou (s regulovatelnou intenzitou tlaku vody ve třech prstencích), zpomaleně v žíhacích pecích (jen odstřížky o délce do 0,8 m), nebo nasměrovat vývalek přímo do kalicí vany s délkou 3,1 m.

Povrchové teploty stejně jako další měřené veličiny (teplota v pecích, výška válcovací mezery, rychlosti otáčení válců, válcovací síly a momenty, aj.) jsou průběžně registrovány řídicím počítačem. Při sledování poměrně rychlých dějů je samozřejmě klíčovým úkolem spolehlivě měřit povrchovou teplotu materiálu v různých fázích jeho zpracování. K tomu slouží zejména čtyři teplotními skenery vysokorychlostního typu (s rozsahy 600 – 1400 °C, 400 – 1200 °C, resp. 300 – 1000 °C), variabilně rozmístitelné pomocí konzol na různá místa válcovací trati. Doplnková je funkce jednoho ručního pyrometru s teplotním rozsahem 200 – 1400 °C. Údaje o všech měřených teplotách jsou zaznamenávány s frekvencí 5 Hz, všechny ostatní měřené veličiny s frekvencí 100 Hz. Předválcovací stolice je navíc vybavena digitálním indikátorem

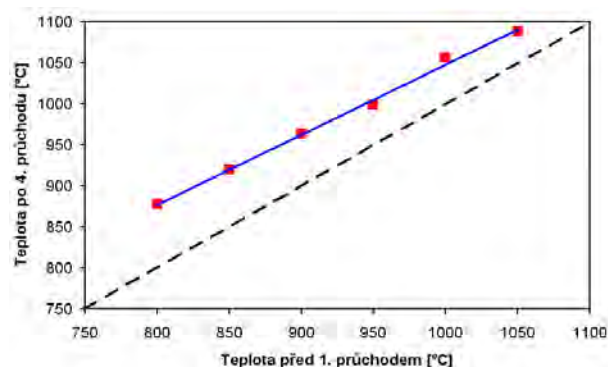
průběžně ukazujícím aktuální maxima povrchových teplot získaná ze dvou vybraných měřicích zařízení.

Popis experimentálního válcování

Jako experimentální materiál posloužila nelegovaná jakostní konstrukční ocel S355J2, vhodná ke svařování všemi obvykle používanými způsoby, s následujícím obsahem klíčových prvků: 0,24 C – 1,49 Mn – 0,40 Si (hm. %). Odstřížky z výchozí válcované tyče o průměru 55,0 mm byly po ohřevu na teplotu 1250 °C proválcovány na reverzní stolici osmi průchody na kulatinu o průměru 20,0 mm (při střední doválcovací teplotě 875 °C). Po ochlazení na pokojovou teplotu byly vývalky naděleny na odstřížky o délce 1 m. Ty byly ohřáty na teplotu 800 – 1050 °C, čtyřmi průchody spojitě odválcovány na kulatinu o průměru 12,3 mm a ochlazeny volně na valníku. Válcovací rychlost se pohybovala v rozmezí 1,0 – 2,1 m/s (1. – 4. stolice). Výsledné vývalky byly podrobeny metalografické analýze v příčném i podélném řezu a zkouškám tahem za pokojové teploty (s využitím celého příčného průřezu vývalku, tzn. bez soustružení povrchu).

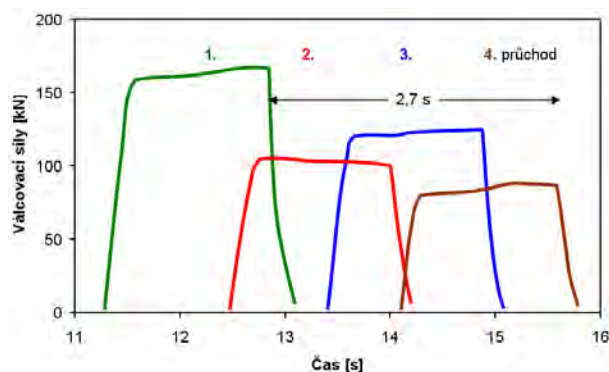
Vliv deformačního tepla

Zajímavé údaje poskytl teplotní skener umístěný bezprostředně za výstupem ze 4. válcovací stolice. Jak je zřejmé z grafu na obr. 1, intenzivním tvářením došlo ve všech případech k takovému vývinu deformačního tepla, že to vedlo k absolutnímu nárůstu teploty válcovaného materiálu.



Obr. 1 Vliv deformačního tepla při různých teplotách válcování
Fig. 1 Effect of deformation heating at various rolling temperatures

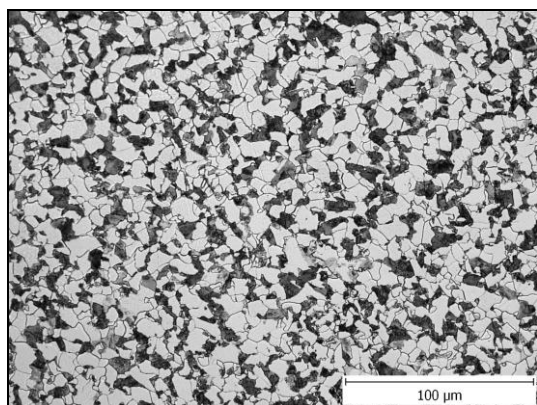
Pozorovaný jev je samozřejmě výraznější při nižší výchozí teplotě polotovaru. Příčinou těchto teplotních změn je poměrně rychlý průběh deformace – stupně protváření 2,6 bylo dosaženo v průběhu 2,7 s (viz obr. 2), přičemž střední rychlost deformace se pohybovala v intervalu 13 s⁻¹ (1. průchod) až 36 s⁻¹ (4. průchod; počítáno zjednodušeně dle vzorce Simse [2], modifikovaného na intenzitu deformace při válcování tyče namísto plochého vývalku). Časový záznam válcovacích sil na obr. 2 je rovněž důkazem spojitosti příslušného válcovacího procesu, v laboratorních podmínkách neobvyklého.



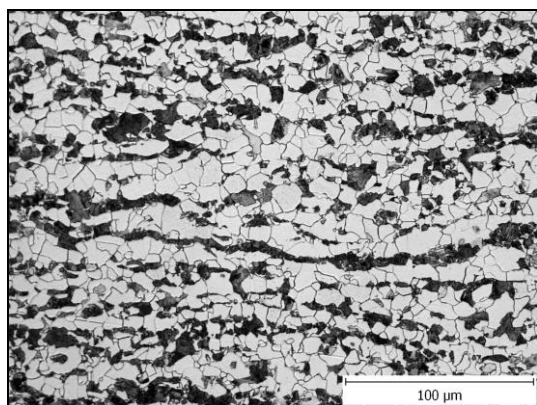
Obr. 2 Časový průběh válcovacích sil (výchozí teplota 900 °C)
Fig. 2 Evolution of rolling forces in time (initial temperature 900 °C)

Velikost výsledného zrna v osové části provalků

Po laboratorním předválcování na průměr tyče 20,0 mm vykazovaly vývalky feriticko-perlitickou strukturu se střední velikostí zrna $d = 6,6 \mu\text{m}$. V podélném směru (tedy ve směru válcování) je evidentní řádkovité uspořádání mnohých perlitických útvarů (obr. 3).



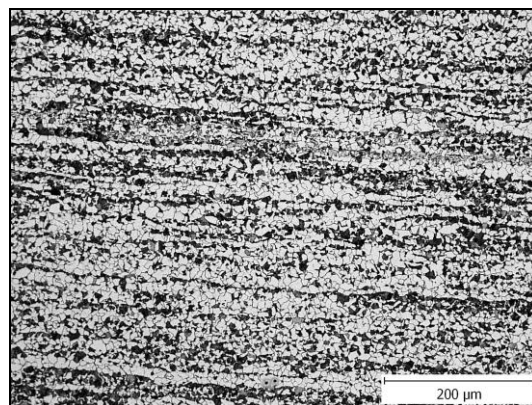
a) příčný řez / cross section



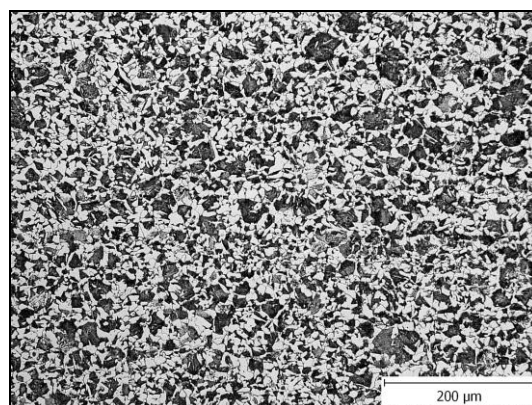
b) podélný řez / longitudinal section

Obr. 3 Mikrostruktura materiálu po předválcování
Fig. 3 Microstructure of material after roughing

U spojitě doválcovaných vývalků byla podobná řádkovitost pozorována pro výchozí teploty 800 – 950 °C, při výchozích teplotách nad 1000 °C už byla struktura tvořena převážně rovnoosými zrny feritu i bloky perlitu (obr. 4).



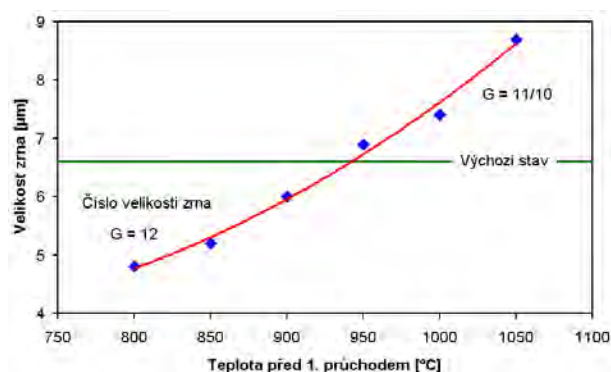
a) výchozí teplota / initial temperature 950 °C



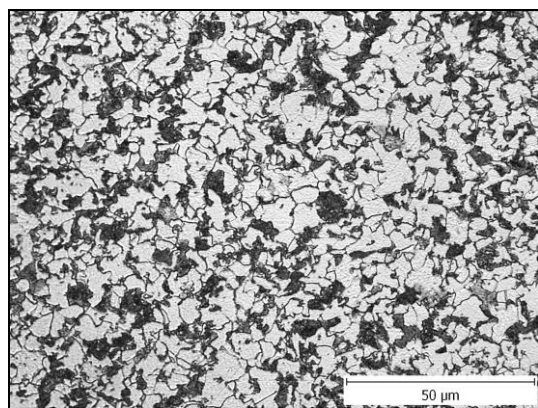
b) výchozí teplota / initial temperature 1050 °C

Obr. 4 Struktura vývalků v podélném řezu
Fig. 4 Structure of the rolled products in longitudinal section

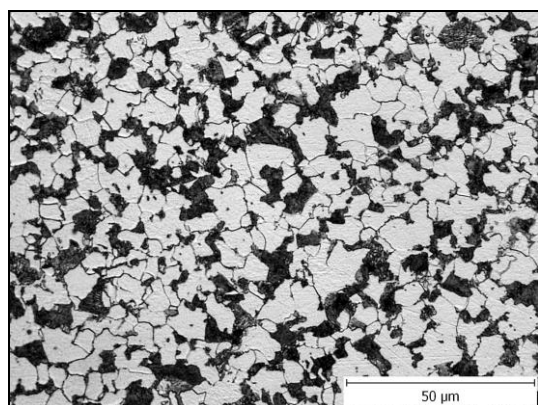
Typické snímky výsledné mikrostruktury v příčném řezu, použité pro stanovení velikosti zrna dle EN ISO 643:2003, jsou demonstrovány na obr. 5. S poklesem výchozí teploty se snižuje velikost finálního zrna (1050 °C – $d = 8,7 \mu\text{m}$; 800 °C – $d = 4,8 \mu\text{m}$), což znázorňuje graf na obr. 6.



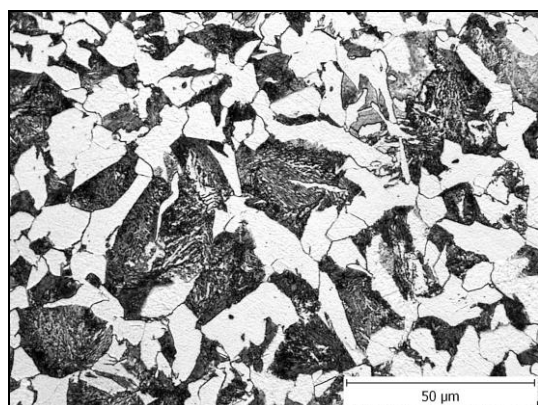
Obr. 6 Vliv teploty válcování na velikost výsledného zrna
Fig. 6 Effect of the rolling temperature on the final grain size



a) výchozí teplota / initial temperature 800 °C



b) výchozí teplota / initial temperature 900 °C

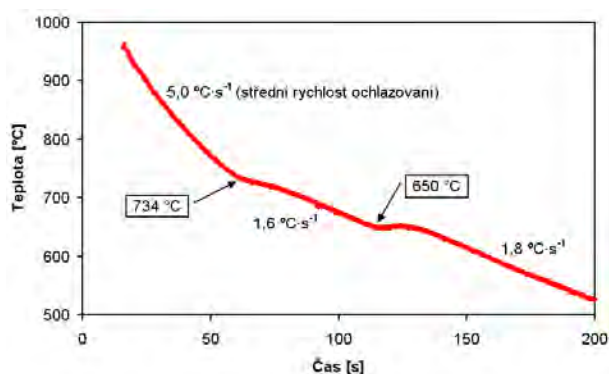


c) výchozí teplota / initial temperature 1050 °C

Obr. 5 Struktura vývalků v příčném řezu

Fig. 5 Structure of the rolled products in cross section

Hrubší finální zrno než po předválcování (v případě výchozích teplot nad 950 °C) je způsobeno růstem austenitického zrna během ohřevu na danou teplotu a také zhrubnutím rekrytalizovaného zrna během ochlazování, tj. před dosažením teploty $A_{r3} = 734$ °C (při dané rychlosti ochlazování – viz obr. 7). Lze přitom předpokládat, že výchozí struktura byla před doválcováním ve všech případech jednofázová – austenitická, protože trojím způsobem vypočítané hodnoty teploty A_{c3} [3-5] vyšly pro dané chemické složení v intervalu 816 – 836 °C.

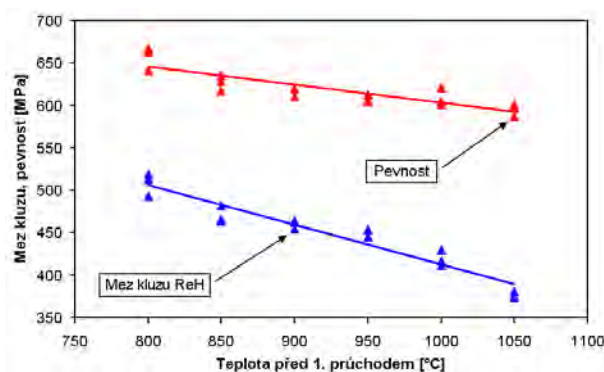


Obr. 7 Průběh ochlazování provalku po posledním průchodu (výchozí teplota 900 °C)

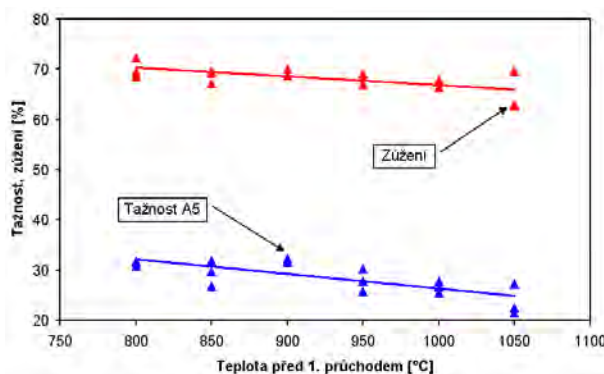
Fig. 7 Evolution of the rolling stock's cooling after the last draught (initial temperature 900 °C)

Mechanické vlastnosti vývalků

Číslo velikosti výsledného zrna G se pohybovalo v rozmezí 11/10 až 12. Grafy na obr. 8 nepřímo dokumentují vliv této veličiny na výsledné mechanické vlastnosti.



a) pevnostní vlastnosti / strength properties



b) plastické vlastnosti / plastic properties

Obr. 8 Mechanické vlastnosti vývalků v závislosti na teplotě válcování

Fig. 8 Mechanical properties of the rolled products depending on the rolling temperature

Snižováním válcovacích teplot a dosahováním jemnozrnnější struktury se podařilo zlepšit jak pevnostní, tak i plastické vlastnosti materiálu. Nejvýrazněji byla ovlivněna mez kluzu, mnohem méně výrazně pak plastické vlastnosti. Normou požadovaná

tažnost min. 22 % byla splněna ve všech případech s výjimkou jediné zkoušky (pro nejvyšší výchozí teplotu), mez kluzu $R_{eH} = \text{min. } 355 \text{ MPa}$ s rezervou u všech zkoušek (při výchozí teplotě 800°C v průměru 508 MPa). Pevnost v tahu je pro odpovídající tloušťky vývalku požadována v rozmezí $470 - 630 \text{ MPa}$, ovšem pro nejnižší výchozí teplotu v případě laboratorního válcování dosáhla průměrné hodnoty 657 MPa .

Závěr

První výsledky dosažené během spojitého válcování kruhových tyčí na nové laboratorní trati s kalibrací plochý ovál – kruh prokázalo značný potenciál ovlivňování strukturních, pevnostních i plastických vlastností prostřednictvím intenzivní deformace, vyvozené čtyřmi těsně za sebou uspořádanými válcovacími stolicemi v konfiguraci horizontál/vertikál. Výchozí teploty materiálu byly voleny v rozsahu $850 - 1050^\circ\text{C}$, tedy výhradně v oblasti austenitu. I v případě volného ochlazování vývalků na vzduchu se podařilo dosáhnout velmi jemnozrnné mikrostruktury oceli S355J2 (při střední velikosti zrna až $4,8 \mu\text{m}$) a vyvážených mechanických vlastností. Nejlepší komplex pevnostních a plastických vlastností byl získán po válcování z výchozí teploty 800°C – mez kluzu 508 MPa a tažnost nad 31 %. Provázání předválcování a doválcování bez meziohřevu, jakož i rychlené ochlazování vodními sprchami by přitom mělo tyto vlastnosti dále vylepšit. Zajímavým poznatkem je nárůst teploty materiálu vlivem deformačního tepla při spojitém válcování, registrovaný v řádu desítek $^\circ\text{C}$, s nímž je třeba počítat při plánování doválcovacích teplot.

Poděkování

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

Literatura

- [1] <http://www.fmml.vsb.cz/model/>
- [2] SIMS, R.B. The Calculation of Roll Force and Torque in Hot Rolling Mills. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, 1954, roč. 168, č. 1, s. 191-200.
- [3] KASATKIN, O.G. et al. Calculation Models for Determining the Critical Points of Steel. *Metal Science and Heat Treatment*, 1984, roč. 26, č. 1-2, s. 27-31.
- [4] HOUGARDY, H.P. *Werkstoffkunde Stahl Band 1 : Grundlagen*. Düsseldorf : Verlag Stahleisen GmbH, 1984, s. 229.
- [5] TRZASKA, J. et al. Modelling of CCT Diagrams for Engineering and Constructional Steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, roč. 192-193, s. 504-510.

Materiály v tepelném zpracování

26. - 27. listopadu 2013

Hotel Gustav Mahler
Jihlava, Česká republika



Mapa tvařitelnosti nadeutektoidní C-Mn-Cr-V oceli za tepla

Hot Formability Map of Hypereutectoid C-Mn-Cr-V Steel

Ing. Petr Kawulok, Ph.D.¹, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.¹, Ing. Zdeněk Solowski², Ing. Karel Milan Čmiel, Ph.D.², Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.¹, Ing. Rostislav Kawulok¹

¹VŠB–Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, 17. listopadu 15, 708 33 Ostrava – Poruba, Česká republika

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

Spojitémi zkouškami jednoosým tahem do lomu na simulátoru deformací za tepla HDS-20 (VŠB-TUO) bylo zkoumáno deformační chování nadeutektoidní oceli s 0,83 C – 0,67 Mn – 0,22 Si – 0,22 Cr – 0,077 V (v hm. %). Odporový ohřev přímo na teplotu tváření (850 – 1050 °C) byl realizován ve dvou variantách, záměrně se lišících délkou ohřívání zóny (9 nebo 20 mm). Testy spojené s ohřevem a deformací kratší zóny vykazovaly relativně vyšší tažnost, ale rovněž větší rozptyl výsledků, a proto byly všechny následující analýzy prováděny na výsledcích získaných při délce ohřívání zóny 20 mm. Zkoušky probíhaly rychlostí 0,01 – 1000 mm·s⁻¹. Tažnost rostla se zvyšující se teplotou a velmi výrazně i se zvyšující rychlostí deformace. Smluvní pevnost za tepla rostla se snižující se teplotou a zásadně klesala se snižující se rychlostí deformace. Deformační charakteristiky zkoumané oceli bylo možno popsat s velmi dobrou přesností jednoduchými matematickými modely v závislosti na obou nezávisle proměnných veličinách. Malý rozptyl experimentálních dat potvrdil vysokou reprodukovatelnost výsledků získaných v širokém rozmezí rychlostí deformace na novém zařízení, jehož základem je plastometr Gleeble 3800.

Klíčová slova: spojité zkoušky jednoosým tahem, nadeutektoidní ocel, tažnost a smluvní pevnost za tepla.

Deformation behaviour of hypereutectoid steel with 0.83 C – 0.67 Mn – 0.22 Si – 0.22 Cr – 0.077 V (in wt. %) was explored by continuous testing by uniaxial tension to rupture on hot deformation simulator HDS-20 (VŠB-TUO). Tests were performed on cylindrical specimens with diameter of 10 mm. Resistance heating directly to the forming temperature (850 – 1050 °C) was realized in two variants, deliberately differing by length of the heated zone (9 or 20 mm). The tests that were related with heating and deformation of the shorter zone demonstrated a comparatively higher ductility, but also bigger scatter of results, and for this reason all next analyses were performed with use of the results obtained with the length of the heating zone of 20 mm. The tests were performed at the rate of 0.01 – 1000 mm·s⁻¹, to which corresponded the strain rate ranging from $9.5 \cdot 10^{-4}$ to $8.4 \cdot 10^1$ s⁻¹. Due to the fact that all tests were related to the single-phase area of austenite ($A_{cm} = 749$ °C), influence of both deformation parameters on plastic and strength properties was monotonous. Ductility (57 – 112 %) increased with the increasing temperature and very significantly also with the increasing strain rate. Ultimate hot tensile strength (24 – 234 MPa) increased with the decreasing temperature and it decreased markedly with the decreasing strain rate. It was possible to describe the deformation characteristics of the investigated steel with very good accuracy by simple mathematical models in dependence on both mutually independent variables. Small scatter of experimental data has confirmed high reproducibility of results obtained within the wide range of strain rates on the new equipment, based on the plastometer Gleeble 3800.

Key words: continuous uniaxial tension tests, hypereutectoid steel, ductility and ultimate hot tensile strength.

Tvařitelnost je schopnost tělesa plasticky se deformovat za určitých podmínek tváření až do porušení soudržnosti (do vzniku kritických trhlin, resp. do lomu). Ke studiu tvařitelnosti, resp. deformačního chování oceli za tepla se využívá především laboratorní fyzikální modelování na tahových a nebo krutových plastometrech [1-4]. Na plastometrech Gleeble lze například s využitím vysokoteplotních tahových zkoušek zkoumat problémy praskání materiálů při jejich odlévání [5]. Zkoumanými parametry tahových testů za tepla bývají především pevnost a tažnost materiálu [6,7]. Ke zjišťování technologické tvařitelnosti pak lze použít osvědčenou metodu laboratorního válcování klínovitých vzorků [8,9].

Tento příspěvek je zaměřen na výzkum tvařitelnosti za tepla nadeutektoidní C-Mn-Cr-V oceli, určené pro následné tažení. Za tímto účelem byla provedena sada spojitých tahových zkoušek za tepla do lomu na simulátoru deformací za tepla HDS-20, který byl v prosinci roku 2012 uveden do provozu v Laboratoři intenzivních procesů tváření materiálů Regionálního materiálově technologického výzkumného centra [10].

Simulátor deformací za tepla HDS-20, vyvinutý americkou společností DSI [11], je soubor zařízení konstruovaných na základě plastometru Gleeble 3800. Výhodou simulátoru HDS-20 jsou široké aplikační

možnosti v oblasti výzkumu tepelného zpracování, svařování, deformačního chování kovových materiálů a komplexních simulací jejich objemového tváření s přesnou regulací teploty, deformace a deformační rychlosti. Simulátor deformací za tepla HDS-20 je schopen vyvinout maximální sílu až 98 kN v tahu.

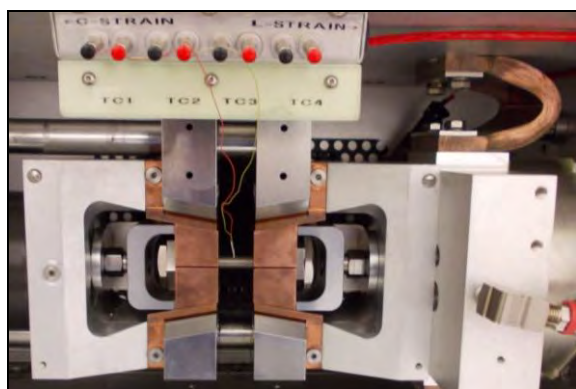
Popis experimentu

Pro tahové zkoušky za tepla byly připraveny tyče o průměru 10 mm a délce 116,5 mm. Chemické složení zkoumané oceli dokumentuje tab. 1.

Tab. 1 Chemické složení C-Mn-Cr-V oceli
Tab. 1 Chemical composition of C-Mn-Cr-V steel

C	Mn	Si	P	S	Cr	V
0,83	0,67	0,22	0,011	0,011	0,22	0,077

Připravené tyče byly odporově ohřáty rychlostí $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ na zvolenou teplotu deformace s následnou 30 sekundovou výdrží na této teplotě. Poté následovalo tažení jednotlivých tyčí při zkoumaných teplotách a vybraných rychlostech tažení. Příklad uložení zkušební tyče v pracovní komoře simulátoru HDS-20 dokumentuje obr. 1.



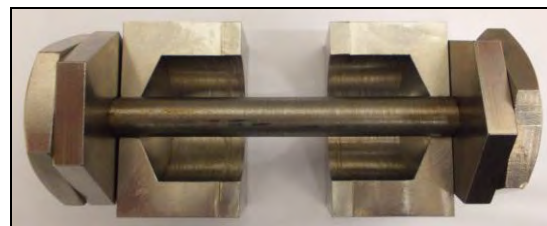
Obr. 1 Uložení zkušební tyče v měděných čelistech v pracovní komoře simulátoru HDS-20

Fig. 1 Positioning of the testing rod in copper jaws in the working chamber of the simulator HDS-20

První sada tahových zkoušek za tepla byla provedena v rozsahu deformačních teplot 1050, 950, 900 a 850 $^{\circ}\text{C}$ a při rychlostech tažení 1000, 20, 0,4 a 0,01 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ s použitím čelistí z korozi-vzdorné oceli.

Druhá sada tahových zkoušek za tepla byla provedena s využitím měděných čelistí při rychlostech tažení 1000, 20, 0,4 a 0,01 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, ale pouze při teplotách deformace 1050 a 850 $^{\circ}\text{C}$.

Čelisti vyrobené z korozi-vzdorné oceli AISI304 (viz obr. 2a), jejichž kontaktní délka se vzorkem je pouze 4,25 mm, se díky své konstrukci a tepelným vlastnostem vyznačují delší ohřivanou zónou zkušební tyče (20 mm) ve srovnání s měděnými čelistmi představenými na obr. 2b. Tyto měděné čelisti mají kontaktní délku se zkušební tyčí 30,5 mm - ohřívána zóna zkušební tyče je tedy podstatně kratší (9 mm).



a) čelisti z korozi-vzdorné oceli / stainless steel jaws

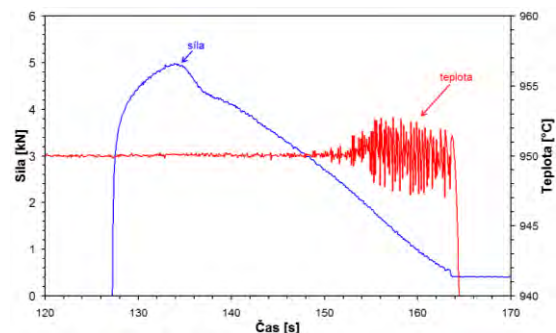


b) měděné čelisti / copper jaws

Obr. 2 Použité typy čelistí
Fig. 2 Used type of jaws

Zpracování naměřených dat a diskuse výsledků

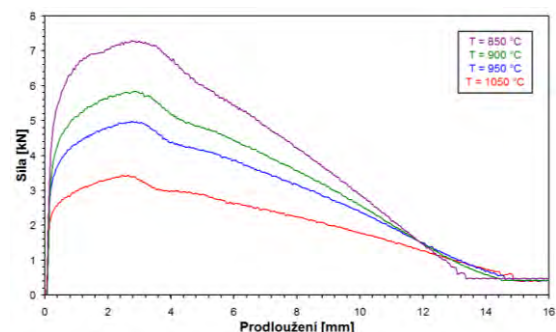
Díky elektrickému odporovému ohřevu byla teplota zkoušených tyčí, měřená navařeným termočlánkem na povrchu tyče, v průběhu provedených testů regulována s vysokou přesností, jak dokumentuje graf na obr. 3.



Obr. 3 Regulace teploty v průběhu tahové zkoušky
($T = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $v = 0,4\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$)

Fig. 3 Regulation of temperature during tensile test
($T = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $v = 0,4\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$)

Příklad registrovaných sil při tažení tyčí rychlostí $0,4\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, uchycených v čelistech z korozi-vzdorné oceli, prezentuje obr. 4.



Obr. 4 Průběh sil při tažení zkoumané oceli za tepla rychlostí $0,4\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ (čelisti z korozi-vzdorné oceli)

Fig. 4 Evolution of forces at hot tensile test of the investigated steel at the rate of $0,4\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ (stainless steel jaws)

Z naměřených dat byly, pro všechny přetržené zkušební tyče, určeny maximální hodnoty síly F_{max} [kN], které byly využity, spolu s počátečním příčným průřezem zkoušených tyčí S_0 [mm], pro výpočet smluvní pevnosti R_{mT} [MPa] zkoumaného materiálu za tepla:

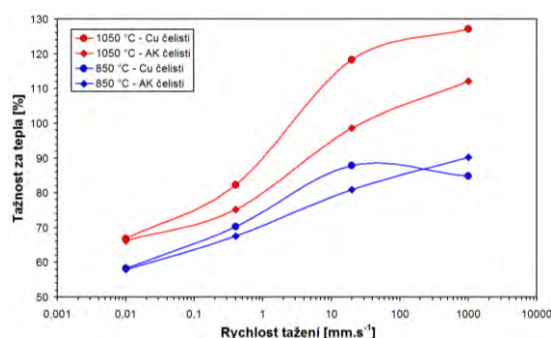
$$R_{mT} = \frac{F_{max} \cdot 1000}{S_0} \quad (1)$$

Kromě toho byla z hodnot prodloužení do lomu zkoušených tyčí stanovena tažnost zkoumané oceli za tepla A [%]:

$$A = \frac{\Delta L}{L_0} \cdot 100 \quad (2)$$

kde ΔL je prodloužení do lomu [mm] a L_0 je měřená délka, která byla v případě čelistí z korozivzdorné oceli rovna 20 mm, resp. 9 mm v případě měděných čelistí.

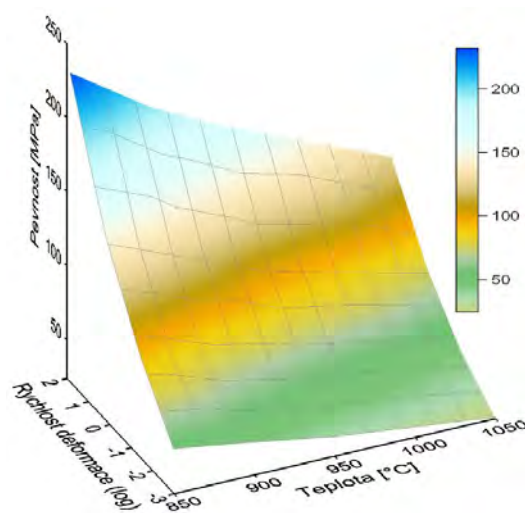
Testy spojené s ohřevem a deformací kratší zóny vykazovaly relativně vyšší tažnost, ale rovněž větší rozptyl výsledků - viz obr. 5. Proto byly všechny následující analýzy prováděny na výsledcích získaných při délce ohřívání zóny 20 mm.



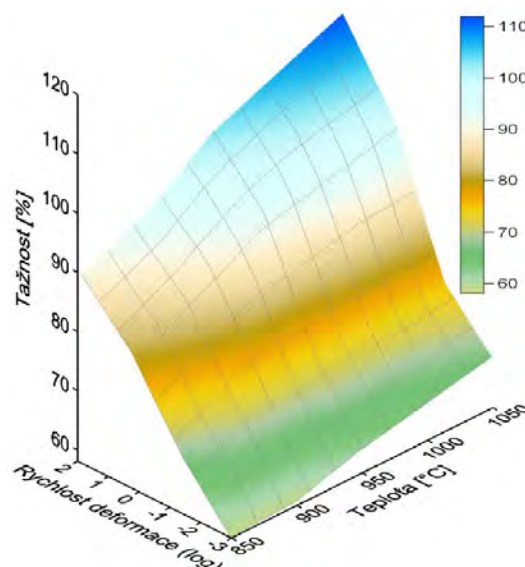
Obr. 5 Tažnost za tepla zkoumané oceli
(čelisti z korozivzdorné AK oceli, měděné Cu čelisti)
Fig. 5 Hot ductility of investigated steel
(stainless steel jaws, copper jaws)

Na základě výsledků získaných tahovými zkouškami za tepla s využitím čelistí z korozivzdorné oceli byly sestaveny 3D mapy pevnosti, resp. tažnosti za tepla v závislosti na teplotě deformace a deformační rychlosti - viz obr. 6 a obr. 7. Deformační rychlost byla stanovena z intenzity deformace a rychlosti tažení pro podmínky rovnoměrné deformace, tzn. do vzniku krčku při tažení. Aplikovaným rychlostem tažení odpovídaly rychlosti deformace v rozmezí od $9,5 \cdot 10^{-4}$ do $8,4 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$.

Všechny tahové zkoušky byly provedeny v jednofázové oblasti austenitu, což potvrzuje teplota $A_{cm} = 749 \text{ °C}$ vyčíslená podle [12]. Následkem tohoto faktu byl prakticky monotónní vliv deformačních parametrů na plastické i pevnostní vlastnosti zkoumané oceli. S rostoucí rychlostí deformace a s klesající teplotou deformace rostla smluvní pevnost zkoumané oceli za tepla. V případě tažnosti za tepla docházelo k jejímu výraznému nárůstu se zvyšující se deformační rychlostí a se zvyšující se teplotou deformace.



Obr. 6 3D mapa pevnosti za tepla (čelisti z korozivzdorné oceli)
Fig. 6 3D map of strength in hot condition (stainless steel jaws)



Obr. 7 3D mapa tažnosti za tepla (čelisti z korozivzdorné oceli)
Fig. 7 3D map of ductility in hot condition (stainless steel jaws)

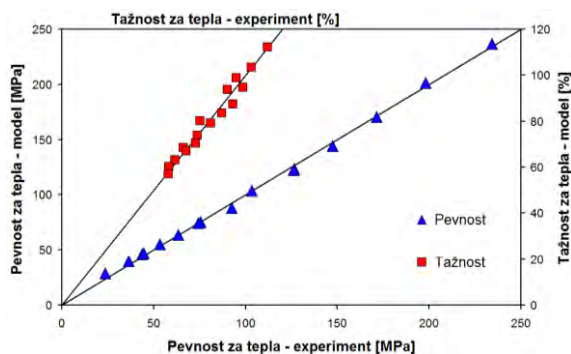
S využitím regresní analýzy ve statistickém software Unistat 5.6 byly na základě výsledků tahových zkoušek za tepla, provedených na čelistech z korozivzdorné oceli, sestaveny modely pro predikci smluvní pevnosti R_{mT} [MPa] a tažnosti A [%] zkoumané oceli za tepla:

$$R_{mT} = 2017 \cdot \dot{\epsilon}^{0,13} \cdot \exp(-0,00319 \cdot T) \quad (3)$$

$$A = 131 \cdot \dot{\epsilon}^{0,044} \cdot \exp\left(0,43 - \frac{813}{T}\right) \quad (4)$$

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

Modely (3) a (4) vykazují velmi vysoké koeficienty determinace $R^2 = 0,9978$ (pro pevnost za tepla), resp. $R^2 = 0,9676$ (pro tažnost za tepla), což spolu s grafem na obr. 8 dokumentuje jejich velmi vysokou přesnost. Přesnost vyvinutých modelů samozřejmě platí pro zkoumané parametry deformace.



Obr. 8 Přesnost modelů (3) a (4)
Fig. 8 Accuracy of models (3) a (4)

Závěr

S využitím simulátoru deformací za tepla HDS-20 byla zkoumána tvařitelnost nadeutektoidní C-Mn-Cr-V oceli za tepla v rozsahu teplot deformace 1050 - 850 °C a rychlostí tažení 1000 - 0,01 mm·s⁻¹, kterým odpovídaly rychlosti deformace 9,5·10⁻⁴ - 8,4·10¹ s⁻¹.

Z výsledků tahových zkoušek provedených na čelistech z korozivzdorné oceli byly vytvořeny 3D mapy pevnosti a tažnosti zkoumané oceli za tepla v závislosti na rychlosti deformace a teplotě deformace. Protože byly všechny testy vztaženy k jednofázové oblasti austenitu, vliv obou deformačních parametrů na plastické i pevnostní vlastnosti byl monotónní. Tažnost (57 - 112 %) rostla se zvyšující se teplotou a velmi výrazně i se zvyšující rychlostí deformace. Smluvní pevnost za tepla (24 - 234 MPa) rostla se snižující se teplotou a zásadně klesala se snižující se rychlostí deformace.

Deformační charakteristiky zkoumané oceli bylo možno popsat s velmi dobrou přesností jednoduchými matematickými modely v závislosti na obou nezávisle proměnných veličinách.

Byly získány nové, metodologicky cenné informace o vlivu délky ohřívání zkušební části vzorku na výsledky zkoušky jednoosým tahem za tepla.

Malý rozptyl experimentálních dat potvrdil vysokou reprodukovatelnost výsledků získaných ve velmi širokém rozmezí rychlostí deformace na novém zařízení, jehož základem je plastometr Gleeble 3800.

Poděkování

Práce byly provedeny v rámci řešení projektů CZ.1.05/2.1.00/01.0040 "Regionální materiálově technologické výzkumné centrum" (v rámci Operačního programu Výzkum a vývoj pro inovace, financovaného ze strukturálních fondů EU a ze státního rozpočtu ČR) a SP2013/64 – Specifický výzkum v metalurgickém, materiálovém a procesním inženýrství (v rámci Specifického vysokoškolského výzkumu podporovaného Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy ČR).

Literatura

- [1] CHEN, B.-H., YU, H. Hot ductility behavior of V-N and V-Nb microalloyed steels. *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*, 2012, roč. 19, č. 6, s. 525-529.
- [2] GROSSEIBER, S., et al. Influence of strain rate on hot ductility of a V-microalloyed steel slab. *Steel Research International*, 2012, roč. 83, č. 5, s. 445-455.
- [3] BOŘUTA, J., et al. Plastometrický výzkum deformačního chování řízeně tvářených materiálů. *Hutnické listy*, 2008, roč. 61, č. 1, s. 80-87.
- [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] BANKS, K.M., TULING, A., MINTZ, B. Influence of thermal history on hot ductility of steel and its relationship to the problem of cracking in continuous casting. *Materials Science and Technology*, 2012, roč. 28, č. 5, s. 536-542.
- [6] HOU, G.Q., ZHU, L. Influence of strain rate on hot ductility of austenitic stainless steel slab. *Materials Science and Technology*, 2013, roč. 29, č. 5, s. 568-572.
- [7] BANKS, K.M., TULING, A., MINTZ, B. Influence of V and Ti on hot ductility of Nb containing steels of peritectic C contents. *Materials Science and Technology*, 2011, roč. 27, č. 8, s. 1309-1314.
- [8] TUROŇOVÁ, P., et al. Hot formability evaluated by the wedge rolling test. *Acta Metallurgica Slovaca*, 2005, roč. 11, č. 2, s. 61-68.
- [9] KUBINA, T. et al. Computer processing of results of the wedge rolling test. *Computer methods in materials science*, 2007, roč. 7, s. 61-66.
- [10] Dostupné z: <http://www.fimmi.vsb.cz/rmtvc/cs/>
- [11] Dostupné z: <http://www.bleeble.com/>
- [12] LEE, S.J., LEE, Y.K. Thermodynamic formula for the A_{cm} temperature of low alloy steels. *ISIJ International*, 2007, roč. 47, č. 5, s. 769-771.

Ťahanie zvarovaných polotovarov s nerovnomernými mechanickými vlastnosťami

Deep-drawing of Tailor-welded Blanks with Uneven Mechanical Properties

Ing. Michal Činák¹, doc. Ing. Peter Kostka, PhD.¹, Ing. Alexander Schrek, PhD.¹

¹SjF STU v Bratislave, ÚTM, Pionierska 15, 831 02 Bratislava, Slovenská republika

Tvárniteľnosť kombinovaných polotovarov je do istej miery obmedzená. Jedným z negatívnych javov pri ich tvárnení je nestabilita polohy zvarového rozhrania na výlisku, ktorá je prejavom nerovnomerného plastického toku materiálov rozdielnych mechanických vlastností. Pre štúdium tohto vplyvu boli uskutočnené na ÚTM SjF STU v Bratislave simulácie aj reálne experimenty hlbokého ťahania obdĺžnikových nádob z prístrihov zvarovaných z vysokopevnej a konvenčnej hlbokoťažnej ocele s rovnakou hrúbkou. Cieľom bolo overiť účinok nerovnomerného rozloženia pridržiavacieho tlaku na posun zvarového rozhrania s cieľom zistiť podmienky, pri ktorých je tento posun eliminovaný. Použitý bol elastický pridržiavací systém s možnosťou riadiť rozloženie a veľkosť pridržiavacích síl v prírubе prístrihu. Výsledky simulácií realizovaných v LS-Dyna boli verifikované experimentálne na špeciálnom ťažnom nástroji.

Kľúčové slová: hlboké ťahanie, zvaraný prístrih, elastický pridržiavač, simulácia

The current trend in the vehicle construction related to weight reduction requires the application of high-strength steels and tailor welded blanks (TWB) for particular body parts. However, the application of TWB brings possible difficulties in forming process. The differences of mechanical properties of the individual parts of TWB result in non-constant material flow and consequently in an unwanted movement of the weld interface. One of the ways of elimination of this negative effect is to use a suitable blank-holder system with optimal setting of blank-holder force distribution. The formability of TWB with different material composition was primarily studied by means of FEM focused on weld-line instability and values and points of action of the forces acting on elastic blank-holder. The goal of the experimental approach in simulation was to decrease the non-uniform distribution of the strain by controlled non-uniform distribution of the blank-holder pressure applied on the flange of the blank. Using the LS-DYNA code the series of simulations of deep-drawing process were performed in order to study the effects of non-uniform pressure distribution on weld-line movement in order to stabilize it. The behaviour of elastic blank-holder and its effect on deep-drawing process was experimentally verified by means of laboratory device equipped with load-cells enabling measurement and control of the holder forces. Different types of tailor welded blanks were drawn into rectangular shaped boxes using the uniform and non-uniform blank holder force distribution as in simulations. The results from the measurements on deep-drawn parts proved the predicted uneven material flow during the uniform force distribution and the stabilized material flow during the non-uniform setting. The reliability of simulation model with elastic blank-holder was proven. It shows that the weakness of the blank-holder plate can strongly influence the pressure condition during the deep-drawing process. The additional pressure control can enhance properties of the final product.

Key words: deep-drawing, tailor welded blank, elastic blank-holder, simulation

V súčasnosti sa s úspechom využívajú kombinované plošné polotovary, ktoré sa v automobilovom priemysle objavili už na začiatku 80. rokov 20. storočia. Tieto polotovary môžu byť tvárnené jedinou operáciou do finálnej podoby dielca karosérie, čím sa výrazne znížia výrobné náklady. Na lisovanie jedného dielca karosérie môže byť použitý polotovar kombinovaný z plechov rôznej hrúbky, rôznych mechanických vlastností, alebo povrchových úprav[1].

Jednou z výhod kombinovaných polotovarov je znižovanie podielu odpadu materiálu. Pre jednoduchšie a menšie výlisky sa dajú navrhnúť nástrihové plány s vyššou využiteľnosťou materiálu [2].

Najväčším prínosom kombinovaných polotovarov však je ich použitie umožňujúce splniť protichodné požiadavky súčasného trendu znižovania hmotnosti, zvyšovania tuhosti a nárazovej odolnosti karosérii automobilov.

V častiach výlisku s vyšším prevádzkovým alebo nárazovým zaťažením je použitý materiál s vyššou pevnosťou alebo s väčšou hrúbkou. Podľa dodávateľov materiálov 15 % konštrukcie automobilu pozostáva zo súčiastok z TWB polotovarov. Ich popularita neustále rastie. Tento podiel sa má podľa predpokladov v nasledujúcich 5 až 10 rokoch dokonca zdvojnásobiť [3, 4].

Pri ďalšom spracovaní sa však prejavujú problémy spojené s obmedzenou tvárnosťou zloženého plošného polotovaru najmä pri technológiách hlbokého ťahania. Rozdielne mechanické vlastnosti materiálov zloženého polotovaru spôsobujú počas tvárnenia nerovnomernosť plastického toku a poloha materiálového rozhrania polotovaru je nestabilná.

Cieľom je analyzovať tvárnosť zložených polotovarov z hľadiska intenzity posunu zvarového rozhrania na experimentálnych výťažkoch, a zároveň overiť vplyv nerovnomerného pridržiavacieho tlaku na tento posuv a ostatné pretvorenia.

1. Stanovenie mechanických vlastností

Úlohou experimentu je hlboké ťahanie obdĺžnikovej nádoby z kombinovaného polotovaru zvarového z plechov konvenčnej hlbokotlačnej ocele DC 01 a vysokopevnnej dvojfázovej ocele HCT 600X.

Statickou skúškou v ťahu boli zmerané základné mechanické vlastnosti materiálov. Zo záznamov zo skúšok vzoriek orientovaných v zvolených smeroch vzhľadom na smer valcovania boli prepočítané krivky základných pretvárných odporov. Z obrazu deformačnej siete na vzorkách pri deformácii sa určili koeficienty normálovej anizotropie.

Tab. 1 Namerané mechanické vlastnosti

Tab. 1 Measured mechanical properties

	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]
HCT600X	406,8	651,8	27,8
DC01	281,8	359,4	34,9

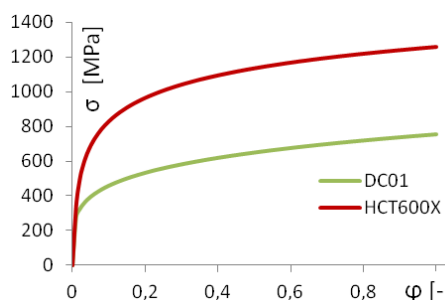
Tab. 2 Chemické zloženie ocelí

Tab. 2 Chemical composition of the tested steels

	Chemické zloženie
HCT600X	0,17% C; 0,8% Si; 2,2% Mn; 0,08% P; 0,015% S; 2,0% Al; 1,0% Cr+Mo; 0,15% Nb+Ti; 0,2% V; 0,0050% B
DC01	0,12% C; 0,6% Mn; 0,045% P; 0,045% S; 0,1% Si

Krivky základného pretvárného odporu pre DC01 a HCT600X boli regresnou analýzou prevedené na funkcie nasledujúcich tvarov:

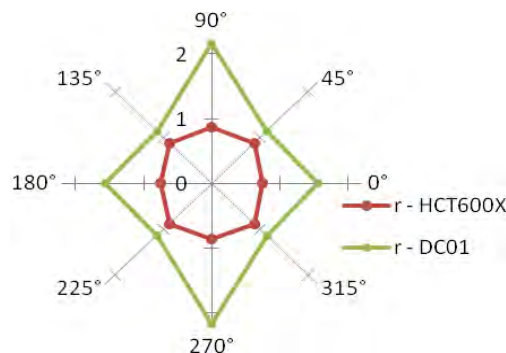
$$\begin{aligned} \text{HCT600X: } & y = -3056 \cdot x - 0,05691 + 4313 \\ \text{DC01: } & y = 751,82 \cdot x + 0,2158 \end{aligned}$$



Obr. 1 Krivky základného pretvárného odporu materiálov HCT600X a DC01

Fig. 1 Flow curves of tailored blank materials HCT600X and DC01

Pre definovanie materiálových modelov použitých v simuláciách boli experimentálne stanovené výsledné krivky základných pretvárných odporov zvolených materiálov (obr. 1) a Lankfordove parametre - koeficienty normálovej anizotropie r v rôznych smeroch vzhľadom na smer valcovania plechov (obr. 2).



Obr. 2 Porovnanie koeficientov normálovej anizotropie r pre materiály HCT600X a DC 01

Fig. 2 Comparison of Lankford parameters of normal anisotropy of steels HCT600X and DC01

2. Simulácie

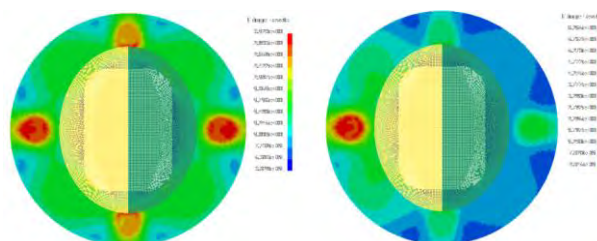
Posun zvarového rozhrania polotovaru počas hlbokého ťahania bol v prvej fáze analyzovaný prostredníctvom simulácií hlbokého ťahania obdĺžnikovej nádoby z prístihu s pozdĺžne orientovaným zvarom (obr. 3). Použitý bol univerzálny FEM softvér LS-Dyna.



Obr. 3 Simulácia hlbokého ťahania obdĺžnikovej nádoby

Fig. 3 Deep-drawing simulation of rectangular box

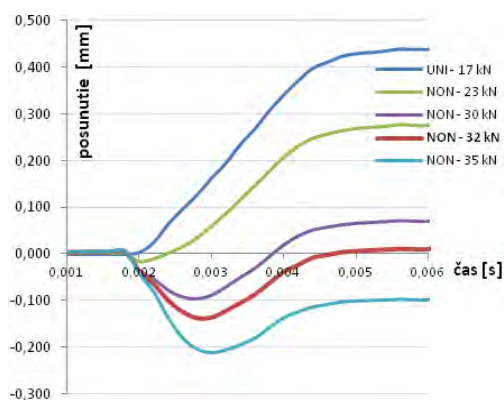
Série simulácií prebiehali pri rovnomernom nastavení veľkosti síl pôsobiacich na pridržiavač a pri nerovnomernom nastavení. Pri definovaní kontaktov bol na oboch stranách polotovaru použitý rovnaký koeficient trenia 0,12. Ideálne tuhý model pridržiavača bol kvôli schopnosti prenosu pridržiavacích síl zmenený na elastický.



Obr. 4 Rozloženie kontaktných tlakov pri rovnomernom nastavení pridržiavacích síl (vľavo) a pri nerovnomernom nastavení (vpravo)

Fig. 4 Pressure distribution during uniform blank-holder force distribution (left) and non-uniform force distribution (right)

Pridržiavacie sily pôsobia na pridržiavač prostredníctvom prenosových stĺpikov, ktorých rozmiestenie po obode pridržiavača možno vidieť na obr. 4. podľa červeného sfarbenia oblastí s vyšším kontaktným tlakom. Simulácie prebehli pri rovnomernej nastavenom pridržiavacom tlaku. Pre pridržanú plochu prístrihu bola veľkosť pridržiavacej sily prenášanej jedným prenosovým stĺpikom 17 kN (režim UNI). Vplyvom rôznych mechanických vlastností materiálov v kombinovanom polotovare došlo pri tvárnení k nerovnomernému plastickému toku s následným výrazným vychýlením zvarového rozhrania na stranu s materiálom HCT600X. Následne boli realizované série simulácií, kde bol kombinovaný polotvar tvárnený pri pôsobení nerovnomerného pridržiavacieho tlaku. Na strane polotovaru, kde bol poddajnejší materiál DC01 na obr. 4 znázornený žltou farbou, sa v každej ďalšej simulácii zväčšovala hodnota sily (režimy NON) s cieľom dosiahnuť nulové posunutie v mieste zvarového rozhrania na dne výlisku (obr. 5).



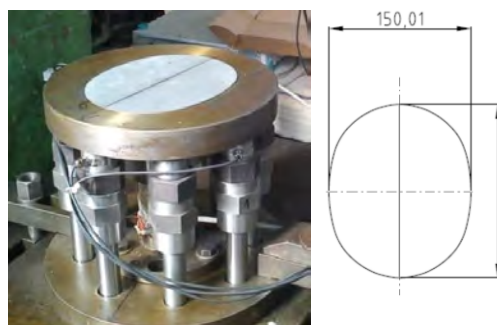
Obr. 5 Priebeh posunutia bodu zvarového rozhrania na dne výlisku pri rôznych nastaveniach distribúcie síl.

Fig. 5 Nodal displacements on weld line during different settings of force distribution.

3. Experiment

Podľa simulovaného nastavenia pridržiavacích síl boli realizované experimenty na laboratórnom nástroji s elastickým pridržiavačom (obr. 6) so sústavou prenosových stĺpikov. Štyri stĺpiky, ktoré prenášajú pridržiavaciu silu, sú vybavené piezoelektrickými snímačmi síl, umožňujúce nastaviť presné hodnoty síl, aké boli použité v simuláciách. Pre dodržanie rovnosti kontaktných podmienok boli použité rovnaké parametre leptania deformačnej siete a pred tvárnením rovnomerné naniesenie mazadla Wedolit N22-3N na plochy pridržiavača a ťažnice. Experimenty prebehli najprv pri rovnomernom nastavení pridržiavacích síl, kedy boli posuny rozhrania na výliskoch najvýraznejšie. Na štyri strany pridržiavača pôsobila rovnaká sila 17 kN.

Druhá séria experimentov prebehla pri nerovnomernom nastavení pridržiavacích síl s takými hodnotami, pri ktorých bol pri simuláciách posun zvarového spoja eliminovaný. Na stranu prístrihu s materiálom DC01 teda pôsobila sila 32 kN.

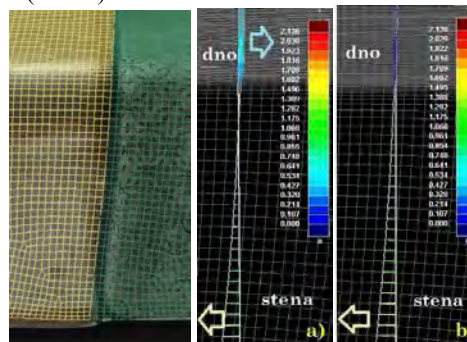


Obr. 6 Prístrih pred procesom hlbokého ťahania na ploche pridržiavača so sústavou prenosových stĺpikov so snímačmi pridržiavacích síl.

Fig. 6 Tailored blank laying on the blank-holder and the system of pressure pins equipped with load cells.

4. Posun rozhrania

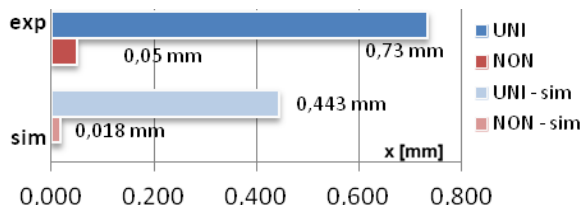
Výlisky boli podrobené meraniu fotogrammetrickou metódou, kde boli vyhodnocované posuny zvarového rozhrania pri oboch režimoch distribúcie pridržiavacích síl. Porovnávané boli s hodnotami uzlových posunutí zo simulácií. Charakter posunu zvarového rozhrania nie je po celej dĺžke rovnaký. Na stenách výlisku dochádza k opačnému pohybu rozhrania, ako na plochom dne výlisku (obr. 7).



Obr. 7 Vychýlenie zvarového rozhrania na stene výťažku. Fotografia prekrytá „meshom“ (vľavo). Posun zvaru pri a) rovnomernom nastavení síl, b) pri nerovnomernom nastavení síl

Fig. 7 Weld line deviation on the wall of drawn part. Photography superposed by simulation mesh (left). Weld line displacement by a) uniform distribution, b) non-uniform force distribution

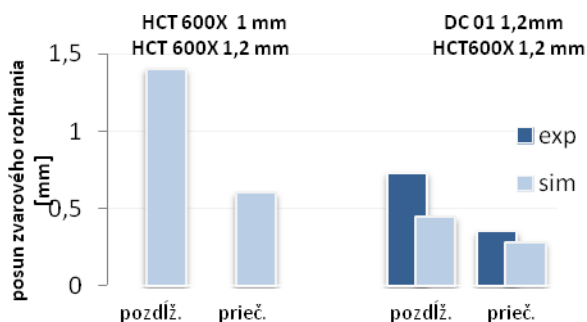
Namerané posunutia zvaru na dne výlisku (obr. 8) boli pri rovnomernom nastavení síl (režim UNI) o približne 0,3 mm väčšie. Meranie posunu pri nerovnomernom nastavení (režim NON) však potvrdilo úspešnú elimináciu posunu zvarového rozhrania. Namerané posunutie bolo pri tomto režime, rovnako ako hodnota zo simulácie, zanedbateľné.



Obr. 8 Porovnanie meraných a simulovaných (sim) posunutí zvarového rozhrania na dne výťažku

Fig. 8 Comparison of measured and simulated (sim) weld-line displacement at the bottom of the drawn part

Hodnoty nameraných aj simulovaných posunutí na dne výťažku boli vzhľadom na presnosť tvaru výliskov ťažšie merateľné a malé. V porovnaní so simulovanými hodnotami posunov zvaru polotovarov s kombináciou hrúbok (obr. 9) možno konštatovať, že 20% rozdiel hrúbok plechov polotovaru spôsobí 2 až 3krát väčšie posunutie ako v prípade popisovaného rozdielu mechanických vlastností materiálov. Pre doplnenie sú uvedené aj posuny pri polotovaroch s prične orientovaným zvarom.

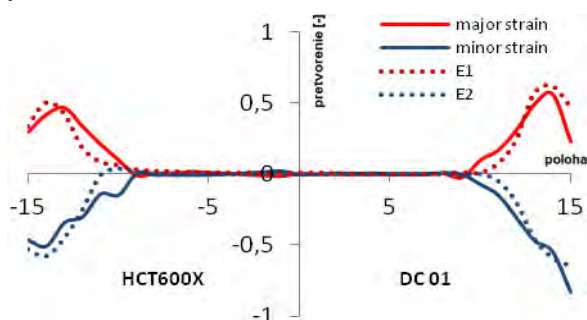


Obr. 9 Celkové porovnanie posunov rozhrania jednotlivých typov polotovarov pri rovnomernom nastavení pridržiavacích síl (režim UNI).

Fig. 9 Comparison of weld-line displacement of tailored blanks with combination of thickness and blanks with combination of material.

5. Meranie deformácií

Spôľahlivosť simulácií bola experimentálne overovaná aj z hľadiska priebehu pretvorenia na výlisku vo viacerých smeroch. Pretvorenia φ_1 a φ_2 boli merané fotogrammetrickou metódou snímania deformačnej siete vytvorenej z kružníc. Obr. 10 ukazuje výbornú zhodu medzi pretvormi nameranými a pretvormi odčítanými z výsledkov simulácie. Miesta vyhodnocovania pretvorenia zahŕňali rohové časti a dno výlisku.



Obr. 10 Namerané pretvorenia (plná čiara) a simulované pretvorenia (bodkovaná čiara) v rohoch a na dne výlisku.

Fig. 10 Measured strains (solid line) and simulation strains (dashed) in the corners and at the bottom of the drawn part.

Záver

Simulačný softvér explicitný FEM kód LS-Dyna, umožnil efektívne modelovať podmienky komplikovaného procesu hlbokého ťahania zváraných polotovarov v nástroji s elastickým pridržiavačom. Spoľahlivo bol predikovaný vplyv jednotlivých parametrov na posun zvarového rozhrania v polotovare, najmä distribúcia pridržiavacieho tlaku rôznym nastavením síl pôsobiach na elastický pridržiavač. Porovnanie výsledkov posunov zvarov potvrdilo správnosť nerovnomerného nastavenia pridržiavacích síl, ktorým sa posun zvaru na dne výťažkov eliminoval. Na základe uvedených výsledkov a ich zhodnotení možno konštatovať:

1. Pohyb zvarového rozhrania skúmaných typov kombinovaných polotovarov je dôsledkom rozdielnych plastických vlastností materiálov, z ktorých kombinovaný polotovar pozostáva.

2. Pridržiavacia sila a spôsob jej distribúcie na daný polotovar prostredníctvom elastického pridržiavača má na proces ťahania kombinovaného polotovaru rozhodujúci vplyv. Preto pri simuláciách tvárenia kombinovaných polotovarov môže byť použitie ideálne tuhých nástrojových modelov veľmi skresľujúce.

3. Simulácia metódou konečných prvkov je pri správnom popise počiatkových a okrajových podmienok spoľahlivou metódou pre predikciu tváriteľnosti kombinovaných polotovarov a pre predikciu priebehov a veľkosti veličín merateľných pri procese tvárenia.

*Tento príspevok vznikol s podporou
vedeckovýskumného projektu VEGA 1/0149/13 –
Laserové zváranie vysokopevných oceľových
prístrojov pre súčiastky v automobilovom priemysle.*

Literatúra

- [1] SCHMIDT, K. Growing sheet metal stamping blanks. *Metal Forming*, September 1991, s. 43-46
- [2] GEIGER, M., HOFFMANN, P., HUTFLESS, J. Laser technology in synergy with forming technology. *Blech Rohre Profile*, 4 (40) 1993, s. 324-330
- [3] MONACO, A., SINKE, J., BENEDICTUS, R. Experimental and numerical analysis of a beam made of adhesively bonded tailor-made blanks. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, (44) 2009, s. 766
- [4] REISGEN, U., SCHLESER, M., MOKROV, O., AHMEDN, E. Statistical modeling of laser welding of DP / TRIP steel sheets. *Optics & Laser Technology*, (44) 2012, s. 92-101

Open Die Forging of Hollow Bars

Volné kování dutých těles

doc. Ing. Miroslav Greger, CSc.¹, Ing. Václav Mašek²

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

²Trading Universal s.r.o., Skupova 45, 301 00 Plzeň, Česká republika

Open-die forging can produce forgings weighing from a few pounds up to more than 150 tons. It is called open-die forging because the metal is not confined laterally by impression dies during forging, this process progressively works the starting stock into the desired shape, most commonly between flat-faced dies. In practice, open-die forging comprises many process variations, permitting an extremely broad range of shapes and sizes to be produced. In fact, when design criteria dictate optimum structural integrity for a huge metal component, the sheer size capability of open-die forging makes it the clear process choice over non-forging alternatives. At the high end of the size range, open-die forgings are limited only by the size of the starting stock, namely, the largest ingot that can be cast.

Open-die shape capability is indeed wide in latitude. They comprise round, square, rectangular, hexagonal bars, other basic shapes, and hollows cylindrical in shape, usually with length much greater than the diameter of the part. Length, wall thickness, ID and OD can be varied as needed.

Keywords: forging, hollow bar, technology

Výkovky dutých těles se vyrábí s průměrem 250 - 2 800 mm a délkou až 15 000 mm. Hmotnost výkovků dutých těles dosahuje až 150 t. Výchozím polotovarem je kovářský ingot. Při hledání optimální hmotnosti kovářského ingotu pro výrobu konkrétního dutého tělesa rozhoduje jeho spotřební hmotnost a dosažitelný stupeň prokování. U podélných výkovků je kontrola stupně prokování poměrně jednoduchá a vypočítá se z hodnot příčných průřezů ingotu a výkovku. Složitější je provedení kontroly stupně prokování u dutých těles, kdy je nutné analyzovat dosažené stupně prokování v jednotlivých etapách technologického postupu kování. Postup kování rozměrných dutých těles s vnitřním osazením se vyznačuje vyššími nároky na přípravu výroby, a na aplikaci vybrané technologie kování v provozních podmínkách volných kováren. Důvody spočívají v omezených možnostech teoretický vypočítat tok kovu v jednotlivých kovářských operacích a rovněž při finální operaci, při níž se vytváří v dutém tělese vnitřní osazení a také v provedení požadované operace, kdy cílem je zmenšit ve vymezené části dutého tělesa jeho vnitřní průměr.

Klíčová slova: technologie, volné kování, dutá tělesa

Quality of large forgings produced by open forging is influenced by metallurgical factors of forging, such as utilisation of ingot, heating, interval of forming temperatures, degree of forging and technological factors, importance of which lies in achieving the desired shape and size of the forging [1]. Especially in the case of such complex shaped forgings, as the hollow bodies with an internal edging, it is important to design an optimal technology of forging, so that the desired shape of the forging of appropriate quality is obtained preferably in a simplest manner (Fig. 1). In the case of complicated forgings, such as hollow bodies with internal edging, it is often preferable to manufacture a forging with technological allowances even at the price of higher consumption of metal but with lower production costs, than to produce laboriously a forging of complicated shape at high consumption of production capacity in the forging shop and thus with high production costs [2, 3].



Fig. 1 Forging of hollow bar
Obr. 1 Kování dutého tělesa

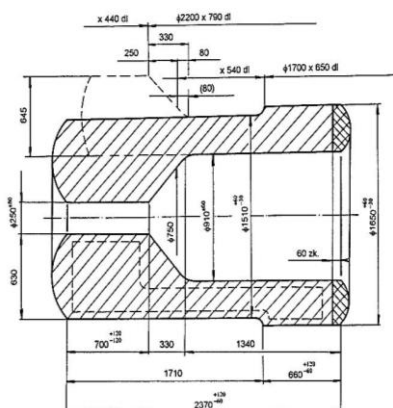
General principles for determination of the optimal shape and size of large hollow forgings manufactured by open forging with an internal shoulder are very

Graphical representation of critical operations and their relationship are shown in Figure 4.

Technical drawing of a stepped shaft. The shaft has a total length of 3400 mm, composed of a 800 mm section on the left and a 2600 mm section on the right. The left section has a diameter of $\varnothing 500$ mm. The right section has a diameter of $\varnothing 1160$ mm. A central section of the right part has a diameter of $\varnothing 780$ mm and a length of 190 mm. The shaft is shown with a centerline and hatching for the cross-sections.

Fig. 4 Diagram of technological procedure for forging of hollow bar with an internal shoulder

Obr. 4 Schéma technologického postupu kování dutého tělesa s vnitřním osazením



For the purposes of analysis of technological process of forging of hollow bar with an internal edging we chose a forged piece with the theoretical weight around 49 000 kg. The input blank was the forging ingot 8K91. The required material quality was according to the standard DIN ST. 52-3, mechanical properties - Table 1. Interval of forging temperatures for the given steel was in the range from 1 220 to 800 °C.

Tab. 1 Mechanické vlastnosti oceli St. 52-3

UTS	YS	Elon.	Impact Values
R _m (min) [MPa]	R _{eh} (min) [MPa]	A ₅ (min) [%]	Charpy -V [J]
490	355	20	27

Technological procedure of forging consists of the following operations [10]:

a) After the first heating a spigot is forged from the ingot head, ingot edges are re-forged and the bottom of the ingot is cut off, the forged blank is then inserted into the re-heating furnace.

b) After the reheating, the blank is upset to the diameter of 2 850 mm and height of 2 000 mm.

c) After the third heating the blank is drawn out to the diameter of 1700 mm a block of dimensions: $\varnothing$ 1 700 x 3 280 mm is cut off.

d) Upsetting to the height $h = 1\,300$ mm ($\varnothing = 2\,680$ mm) and piercing of the ingot heel by a hollow mandrel with diameter $\varnothing = 730$ mm, re-heating to the *forging temperature*.

e) Saddle forging to the inner diameter of 1 160 mm (Dimensions: outer diameter $\varnothing = 2\,600$ mm, length $L = 2\,580$ mm), re-heating to the HCT.

f) Stepping and drawing out on the mandrel to the outer diameter $\varnothing = 2\,030$ mm, marking, re-heating to the HCT.

g) Finish forging.

Tools and analysis of technological procedure of forging

Upsetting plates

The optimal apex angle of upsetting plates should be for achievement of satisfactory mechanical properties, around 120° .

Shape of open-dies

At re-forging of round blanks or of upsetting forged blanks, especially from steels with low formability, it is appropriate to use V-dies or combined dies. Press forging of a hollow bar uses combined dies. Shape of the dies affects non-homogeneity of deformation along cross-section of the forged pieces.

Optimal conditions of forging make it possible to achieve inside the forged piece at the maximal deformation the high quality surface without cracks. This condition is best met by forging in V-dies forming an angle of 110° to 120° . The relationship between the radius of the forged piece R_v to the radius of rounding of the V-die R_k is important for the forging. The ideal situation occurs when $R_v = R_k$, since the contact area is the largest, spreading is minimal and creation of tensile stresses is limited. At the beginning of forging usually the relation $R_v > R_k$ is chosen and forging is finished at the ratio $R_v = R_k$. The maximum initial diameter D , which can be forged in V-dies with a radius of rounding R and a vertex angle φ can be determined from this relationship:

$$D = 2\sqrt{\frac{S_k \cdot K}{\pi}} \quad (1)$$

where S_k is surface of a cut-out of dies

$$S_k = R^2 \left(2tg \frac{\varphi}{2} + \pi - \varphi \right) \quad (2)$$

where R is the diameter of rounding; φ is the vertex angle of the cut-out of the die; K is the degree of elongation after one pass

$$K = \frac{S_o}{S_i} \quad (3)$$

where S_o , S_i is initial and final section area;

For determination of relationship of individual parameters of the drawn out to the degree of forging K it is possible to use also the relation:

$$K = \frac{1}{1 - \varepsilon(1 - f)} \quad (4)$$

where ε is magnitude of deformation,

$$\varepsilon_{\max} = 1 - R/R_{vo} ;$$

f is spreading coefficient, ($f \sim 0.04$).

Width of dies

Width of dies affects homogeneity of deformation. The optimal relative width of dies B should be within the range:

$$\frac{B}{D_{vo}} = 0.5 \div 0.7 \quad (5)$$

where D_{vo} is the initial diameter of the forged piece.

Technological principles

Upsetting and punching

Basic parameters of both operations are based on the size and location of segregation in the ingot body. The distance A of segregations from the ingot axis varies within the interval from 0.3 to 0.5 R . During upsetting before punching this distance further increases in dependence on the magnitude of deformation at upsetting and in dependence on the distance from the front of the forged block. Removal of A segregations is quite difficult due to the fact that diameter of the punching die d_i to the diameter of the punched block D_p should fulfil the following condition:

$$d_i \leq 0.33D_p \quad (6)$$

It follows from the analysis that at removal of segregations from this forging the diameter of the

hollow punch should be as big as possible, while the magnitude of deformation at upsetting should be as small as possible. For this reason a hollow die is used for elimination of A segregations – see Fig. 4. Diameter of the hollow die is, however, limited by the relation (6). At the same time the diameter of the pre-forged block D_s is limited by the thinness before upsetting, which should meet the basic rule for upsetting, when the following relation is valid between the height of the upset block H_s and its diameter D_s :

$$\frac{H_s}{D_s} \leq 2.5 \quad (7)$$

If we respect the maximal principle of the block thinness (7) and fulfil the condition of relation between the diameter of the punching die and that of the punched forged blank (6), we can determine the thinness of the compacted forged blank from the relation:

$$\frac{H_p}{D_p} \approx 1 \quad (8)$$

Notching

The manner of notching is chosen in dependence on the degree of notching h_y and in dependence on the size of diameter of the splice D_{pr} by the following selection:

a) by a die, if $h_y \leq \frac{3}{2} D_{pr}$ (9)

b) by marking with a round splice and a die

$$h_y \leq 2 D_{pr} \quad (10)$$

c) by round splice, by notching of a trihedron and a die

$$h_y \geq 2 D_{pr} \quad (11)$$

where $h_y = \frac{D_o}{D_1}$; $D_{pr} = 0.05 D_o \geq 10$ mm.

Due to the fact that a contraction occurs at notching-at the place of transition between the diameters D_o and D_1 , the so called meshing diameter is chosen according to the relation

$$D = D_o + \left(\frac{D_o - D_1}{7} \right) \quad (12)$$

Shape limitations

The following relations can be used for determination of the minimal shouldering and the minimal length of the final edging:

$$h_{\min} = (u_s + u_h) \left(1 + \frac{l}{2L} \right) \quad (13)$$

$$l_{\min} \geq 0.2 \frac{D_2^3}{D_1^2} \geq 0.1 L$$

where $u_s + u_h$ is the width of the tolerance field of allowances for machining;

$l, l_{\min}$ are the length and the minimal length of the final shouldering;

D_1 and D_2 represent diameter of shouldering and initial diameter of the hollow body before the edging.

The following relations are valid at forging of hollow bar for dimensions of the punched disc:

$$H_p \geq t_k \quad (14)$$

$$t_{k\min} = 0.1 D_k$$

where H_p is the block height; t_k is wall thickness of the hollow bar; D_k is hollow bar diameter

Analysis of press forging

Cracks and laps can be formed on the inner surface of the press forged end at press forging of the hollow bar. Figure 5 shows a diagram of formation of these cracks and laps.

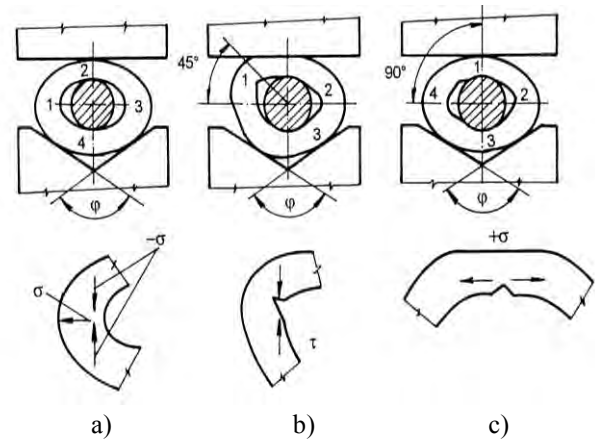


Fig. 5 Diagram of formation of cracks and laps on the inner surface of the hollow body at press forging (1 to 4 – zones of the forged piece)

Obr. 5 Schéma vzniku trhlin a přeložek na vnitřním povrchu dutého tělesa při operaci zakování (1 až 4 - oblasti výkovku)

The risk of formation of defects increases with the increasing gap between the die and the hollow bar (defects may occur already in the gap between the die and the hollow bar ≈ 30 mm), at higher angle of the lower die φ and at small angle γ of enclosure of the blank by dies (see Fig. 5, $\varphi = 120^\circ$, and $\gamma = 60^\circ$), and namely by big compressions, when deformation runs without contact with the die. The zones 1 and 3 after the first compression expand along perimeter (Fig. 5a). During this expansion cracks may be formed on the outer surface of the press forged hollow bar. At turning by 45° and at the next stroke (Fig. 5b) big shear stresses are formed in the zone 1, namely in places, where material was intensively compressed during the previous reduction. The probability of creation of cracks in this place significantly increases. Creation or propagation of cracks increases even more significantly

in the zone 1 after the following canting by 45° and compression (Fig. 5c) – as a result of tensile stresses. If the press forging is made at canting by 90° , the diagram of formation of cracks or laps does not differ much from the diagram shown in Fig. 5. Probability of creation of cracks can be limited by reducing the magnitude of individual compressions and angle of canting, and by reduction of the angle of cut-out in the bottom die (for example $\phi = \gamma = 90^\circ$).

Conclusions

The paper presents an analysis of technological procedure of forging of large hollow bar with an internal shoulder. The issues related to manufactures of large hollow bar are rather extensive and for improvement of the level of production we chose only some technological problems, which may partly improve quality of these products. The paper deals also partly with solution of some general regularities of forging, which are related to production of almost any forged piece manufactured by open forging. Apart from this analysis an attention should be paid also to utilisation of ingot, re-heating, degree of forging, allowances, etc., which was, however, impossible due to limitations of the paper.

At press forging defects of the type of cracks and laps can be formed on the inner surface of the forged part of the forged piece. The authors attempted to explain the causes of these defects and formulated some recommendations for optimisation of the forging procedure.

Acknowledgements

This paper was prepared at solution of the project of the Regional Materials Science and Technology Centre (RMSTC), reg. No. CZ.1.05/2.1.00/01.0040 under financial support of Ministry of Education of Czech Republic and EU.

Literature

- [1] KUKUYRK, B. Optimization of open die forging of big ingots. In *Formability '94: The 6th International Conference on Formability*, Tanger, Ostrava 1994, pp. 595-602.
- [2] CABALLERO, F.G., CAPDEVILA, C., DE ANDRES, C.G. Transformations in two medium carbon forging steels. *Journal of Materials Science*, 2001, vol. 36, No. 3, pp. 565-571.
- [3] DUDRA, S. P., IM, Y. T. Analysis of void closure in open-die forging. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 1990, Vol. 30, No. pp. 65-75.
- [4] CHAKRABARTI, A. K., CHAKRABORTY, K., CHATTOPADHYAY, A. B. Development of forging quality high strength low alloys steels. *Ironmaking and Steelmaking*, 2000, vol. 27, No. 5, pp. 392-395.
- [5] SHEIKHI, S. Latest developments in the field of open-die forging in Germany. *Stahl und Eisen*, 2009, Vol. 129, No. 4, pp. 33-39.
- [6] ZHANG, X., CUI, Z. S., CHEN, W. et al. A criterion for void closure in large ingots during hot forging. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, Vol. 209, No. 4, pp. 1950-1959.
- [7] TREMAINE, A. Characterization of internal defects in open die forgings. Colorado School of Mines Department of Metallurgical and Materials Engineering, 2005.
- [8] TSUBAKINO, H., TSUNEKAGE, N. Effect of sulfur content and sulfide/forming elements addition on impact properties of ferrite-pearlitic microalloyed steels. *ISIJ International*, 2001, vol. 41, No. 5, pp. 498-505.
- [9] ZHANG, X., MAY, F., KAI, M. et al. Multi-scale analysis of void closure for heavy ingot hot forging. *Modern Applied Science*, 2012 Vol. 6, No. 10, pp. 15-25.
- [10] GREGER, M., SNÁŠEL, V., JÍLEK, L. The technology of forging hollow bodies. *Kovárenství*, 2012, No. 44, pp. 13-16.

Odborné akce 2014

<i>Datum</i>	<i>Místo</i>	<i>Akce</i>	<i>Informace</i>
5.-7.2.2014	Ranchi, Indie	AITISM'14 (Automatizace a informatika v hutnictví)	www.aitism.in
2.-26.6.2014	Graz, Rakousko	ECCC 8. konference o plynulém odlévání	www.eccc2014.org

Deformační odpor aluminidu Fe-40at.%Al-TiB₂ za tepla

Hot Deformation Resistance of the Iron Aluminide Fe-40at.%Al-TiB₂

Ing. Rostislav Kawulok¹, prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.¹, Ing. Petr Kawulok, Ph.D.¹, Ing. Stanislav Ruzs, Ph.D.¹, Ing. Petr Opěla¹, prof. RNDr. Petr Kratochvíl, DrSc.²

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

²Univerzita Karlova v Praze, Matematicko-fyzikální fakulta, Ke Karlovu 3, 121 16 Praha 2, Česká republika

Aluminidy železa se řadí svými vlastnostmi mezi nové perspektivní konstrukční materiály. Na základě dat získaných zkouškami jednoosým tlakem pomocí plastometru Gleeble 3800 byl vyvinut model deformačního odporu aluminidu železa Fe-40at.%Al-TiB₂. Plastometrické zkoušky byly realizovány v rozsahu deformačních teplot 800 – 1200 °C a rychlosti deformace 0,05 – 30 s⁻¹. Získané křivky deformace-napětí byly navíc podrobeny inverzní analýze. Z výsledků byly stanoveny obě souřadnice napětových píků, které posloužily k výpočtu aktivační energie při tváření za tepla ($Q = 455 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$). Hodnota aktivační energie, téměř dvojnásobná oproti nelegované slitině Fe-40at.%Al, je zásadně ovlivněna zpevňujícími částicemi boridu titanu. Fenomenologický model popisující deformační odpor zkoumané slitiny v závislosti na deformaci, teplotě a rychlosti deformace byl srovnán s modelem obdobně sestaveným pro materiál Fe-40at.%Al.

Klíčová slova: aluminidy železa; křivky deformace-napětí; aktivační energie při tváření za tepla; model deformačního odporu

Iron aluminides Fe-40at.%Al belong by their properties among new perspective structural materials. Their properties comprise particularly resistance to corrosion and to other aggressive environments. On the basis of data obtained by testing performed by uniaxial pressure on the plastometer Gleeble 3800 a model of flow stress for iron aluminide Fe-40at.% Al-TiB₂ was developed. Plastometric tests were performed at temperatures of deformation ranging from 800 to 1200 °C and at strain rate of 0.05 – 30 s⁻¹. Plastometric data smoothed by an inversion analysis were used for determination of the value of activation energy at hot forming of the alloy Fe-40at.%Al-TiB₂ – $Q = 455 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$. Comparison with previously obtained data showed that particles TiB₂ with the size smaller than 10 μm caused almost double increase of the value of activation energy in comparison with an unalloyed aluminide Fe-40at.%Al. This fact, however, is not correspondingly reflected on the value of deformation to peak, which should correspond with the start of dynamic recrystallization under given conditions of forming, represented by the Zener-Hollomon's parameter. Phenomenological model made it possible to describe with sufficient accuracy the flow stresses of the investigated material in hot condition, it means in dependence on magnitude of deformation, temperature and strain rate. Comparison with analogical model derived for unalloyed alloy Fe-40at.%Al showed that the strengthening effect of TiB₂ particles is demonstrated more significantly at high temperatures and at low rates of forming.

Key words: iron aluminides; stress-strain curves; activation energy at hot forming; deformation resistance model

V současnosti jsou vyvíjeny snahy o zeefektivnění stávajících výrobních procesů, ale i snahy o případné nahrazení některých konvenčních konstrukčních materiálů jakými jsou zejména vysoce legované a korozivzdorné oceli, které jsou velmi nákladné a proto pokračuje úsilí o nalezení alternativních progresivních materiálů, které by svými užitnými vlastnostmi byly konkurenceschopné a zároveň levnější. Mezi takovéto progresivní materiály lze zařadit vybrané typy slitin, jakými jsou také aluminidy železa, v tomto případě Fe-40at.%Al-TiB₂ [1, 2].

Aluminidy železa typu Fe-40at.%Al se díky svým vlastnostem stávají konkurenčním materiálem ke korozivzdorným chromniklovým ocelím. Mezi tyto vlastnosti patří relativně nízká hustota, vysoká pevnost a účelům jsou používány termomechanické simulátory, které jsou schopny simulovat tvářecí procesy v širokém

velmi dobrá odolnost proti oxidaci a korozi i v agresivních prostředích a to díky vzniku povrchové vrstvy Al₂O₃. Výrobky z těchto materiálů se navíc vyznačují i příznivou ořezuvzdorností, odolností proti nauhličování a nasíření. Tyto materiály však vykazují i negativní charakteristiky, jako je nízká tažnost a lomová houževnatost za pokojové teploty (křehkost), malá vysokoteplotní pevnost a nedostatečná creepová odolnost za vysokých teplot [2, 3]. Obecně lze konstatovat, že vlastní výroba aluminidů je materiálově poměrně nenáročná, ale jejich využití často prodráží problémy spojené s tvařitelností a obrobiteľností [4].

Ke zkoumání deformačního chování nových materiálů při tváření za tepla se běžně využívá fyzikálních simulací v podobě plastometrických testů. K těmto rozmezí deformačních podmínek. Mezi tyto simulátory se řadí i například plastometry typu Gleeble [5].

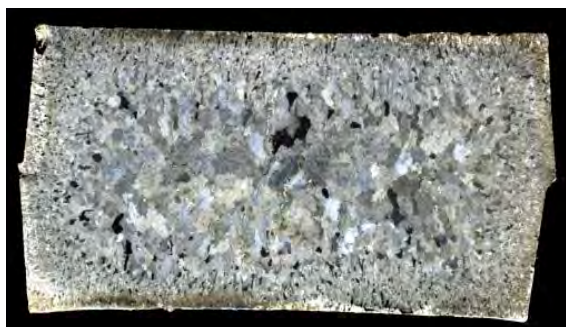
Předmětem výzkumných prací bylo sestavení fenomenologického modelu, který by byl schopný s dostatečnou přesností popsat deformační odpor slitiny Fe-40at.%Al-TiB₂ v závislosti na teplotě, deformační rychlosti a deformaci. Tento model by měl zahrnovat i vliv dynamické rekrytalizace na deformační chování zkoumané slitiny.

Popis experimentu

Cílem experimentu bylo získat údaje o křivkách deformace-napětí zkoumané slitiny, a to pomocí zkoušek jednoosým tlakem. Pro účely experimentu byly připraveny laboratorní tavby, ze kterých byly zhotoveny odlitky o průřezu 20 mm (tloušťka) x 33 mm (šířka). Odlitky z tohoto materiálu byly získány za pomoci vakuové indukční pece. Do vsázky přidávaný prášek byl tvořen částicemi TiB₂ o velikosti menší než 10 µm. Průměrné chemické složení odlitků Fe-40at.%Al-TiB₂ je popsáno v tab. 1. Laboratorní odlitky vykazovaly velice heterogenní a hrubozrnnou strukturou (obr. 1).

Tab. 1 Průměrné chemické složení zkoumané slitiny
Tab. 1 Average chemical composition of investigated alloy

prvek	hm. %	at. %
Fe	75,12	59,47
Al	24,30	39,82
C	0,03	0,11
Mn	0,18	0,14
Ti	0,27	0,25
B	0,10	0,20



Obr. 1 Makrostruktura příčného řezu laboratorním odlitkem o rozměrech cca 20 x 33 mm

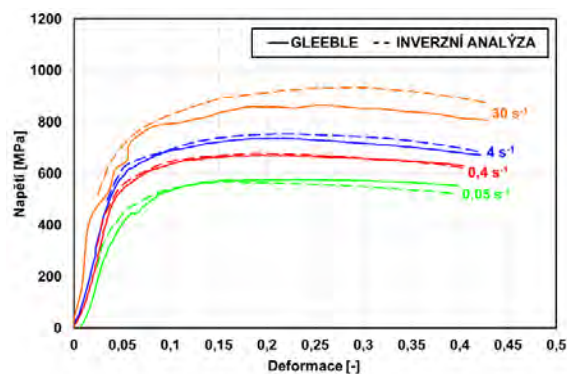
Fig. 1 Macrostructure of cross-section of the laboratory casting with dimensions of approx. 20 x 33 mm

Z odlitků byly s obtížemi při obrábění zhotoveny zkušební vzorky válcovitého tvaru (průměr 10 mm, výška 12 mm). Při řezání odlitků vodním paprskem se dbalo na to, aby vzorky byly vyříznuty z oblastí s minimálním výskytem vnitřních dutin.

Zkoušky vzorků byly prováděny jednoosým tlakem na plastometru Gleeble 3800. Pro dostatečné zmapování podmínek tváření bylo vybráno pět teplot (800, 900, 1000, 1100 a 1200 °C) a čtyři různé rychlosti deformace (0,05; 0,4; 4 a 30 s⁻¹). Všechny vzorky byly před samotným tvářením předehřáté na teplotu 1200 °C. Po rovnoměrném předehřátí na jednotnou teplotu 1200 °C byly vzorky ochlazený na tvářecí teplotu,

popřípadě rovnou tvářeny. Tvařitelnost byla příznivě ovlivněna nahřátými nástroji (kovadly).

Experimentálně získané křivky deformace-napětí byly vyhlazeny metodou inverzní analýzy, která zároveň kompenzovala nepřesnosti regulace rychlosti deformace a teploty v průběhu zkoušení jednotlivých vzorků [6] – viz příklad na obr. 2. Nevýhodou zvolené metody je, že není schopna zachytit strmý nárůst napětí v počátečních fázích deformace – vyhlazená křivka deformace-napětí nevychází z bodu [0;0], ale z poměrně vysoké hodnoty napětí při nulové deformaci. Tyto přepočtené body nedopovídají bodům experimentálně zjištěným a působí zásadní potíže při regresním popisu křivek deformace-napětí. Přistoupilo se tedy k jejich vylučování ze sady zpracovávaných dat, a to opakovanými regresemi s hodnocením vlivu malých deformací na rozptyl přepočtených výsledků (jejich odchylku od dat experimentálních).



Obr. 2 Křivky deformace – napětí při teplotě deformace 800 °C a při deformačních rychlostech 0,05 - 30 s⁻¹

Fig. 2 Stress-strain curves at the deformation temperature of 800 °C and at strain rates of 0,05 - 30 s⁻¹

Matematický popis píků napěťových křivek

Z křivek získaných inverzní analýzou byly následně stanoveny hodnoty píkového napětí a jemu odpovídající deformace. S jejich pomocí poté byla stanovena hodnota aktivační energie Q [J.mol⁻¹] při tváření za tepla pomocí speciálního interaktivního softwaru ENERGY 4.0 [7], a to použitím modifikované sinushyperbolické rovnice Sellarsa a Tegarta [8]:

$$\dot{\epsilon} = C \cdot \exp\left(\frac{-Q}{R \cdot T}\right) \cdot \sinh(\alpha \cdot \sigma_{\max})^n \quad (1)$$

kde $\dot{\epsilon}$ je rychlost deformace [s⁻¹], $R = 8,314$ J.mol⁻¹.K⁻¹, T je teplota deformace [K], $\sigma_{\max}$ [MPa] je maximální napětí odpovídající píkové deformaci, C [s⁻¹], α [MPa⁻¹] a n [-] jsou materiálové konstanty. Metodika určování materiálových konstant v rovnici (1) je podrobněji popsána např. v [9].

Hodnota aktivační energie při tváření za tepla aluminidu Fe-40at.%Al-TiB₂ byla stanovena na 455 kJ.mol⁻¹, což v případě tohoto materiálu je hodnota reálná. V dřívějších experimentech bylo dosaženo na téměř materiálu obdobné hodnoty (448 kJ.mol⁻¹) s využitím

napětíových křivek nevyhlazených inverzní analýzou [10]. Zajímavé je srovnání hodnoty aktivační energie s dříve zkoumaným materiálem Fe-40at.%Al (236 kJ·mol⁻¹) [6], z něhož vyplývá silný zpevňující účinek boridu titanu.

Pomocí regresně určených materiálových konstant U a W byla odvozena rovnice pro predikci píkové deformace e_p v závislosti na hodnotě Zenerova-Hollomova parametru Z [s⁻¹] (viz tab. 2):

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{R \cdot T}\right) \quad (2)$$

$$e_p = U \cdot Z^W \quad (3)$$

Tab. 2 Hodnoty materiálových konstant v rovnicích (1-3)
Tab. 2 Values of material constants in Eqs. (1-3)

Q [kJ·mol ⁻¹]	n [-]	α [MPa ⁻¹]	C [s ⁻¹]	U [-]	W [-]
455	2,54	0,0066	3,34E+17	0,0012	0,101

Model deformačního odporu

Pro popis křivek deformace-napětí zkoumané slitiny byl vybrán model popsáný např. v práci [11]:

$$\sigma = p_1 \cdot e^{p_2} \cdot \exp\left(-p_2 \cdot \frac{e}{e_p}\right) \cdot \dot{\epsilon}^{\left(p_3 - \frac{p_4}{T}\right)} \cdot \exp(-p_5 \cdot T) \quad (4)$$

kde $p_{1,2,...,5}$ jsou materiálové konstanty, e je skutečná deformace, e_p je deformace odpovídající napětíovému píku a T je teplota [K]. Rovnice (4) je tvořena celkem čtyřmi členy. První deformační člen modelu je tvořen mocninnou funkcí zohledňující fázi zpevňování. Druhý deformační člen tvořený exponenciální funkcí reflektuje vliv dynamického změkčování. Třetí a čtvrtý člen pak reprezentují působení deformační rychlosti a teploty deformace [11].

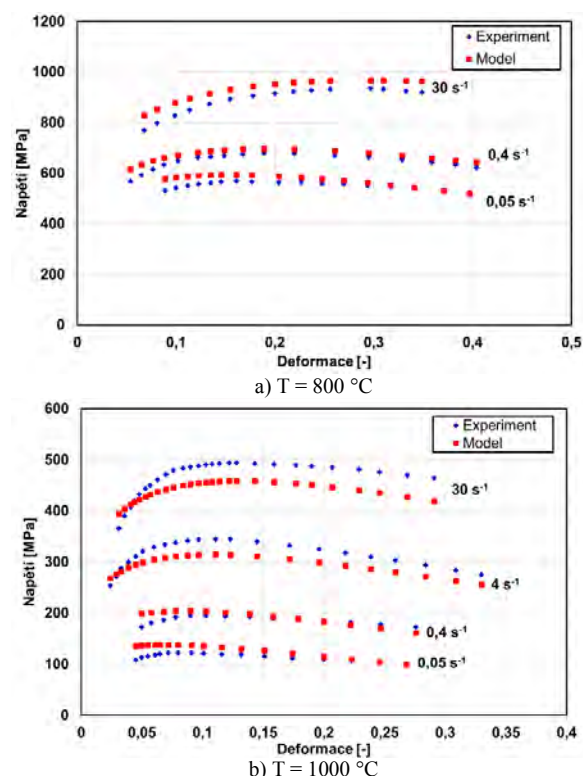
Konstanty p_1 až p_5 v modelu (4) – viz tab. 3 – byly určovány nelineární regresní analýzou více proměnných pomocí statistického softwaru UNISTAT 5.6. Koeficient determinace modelu je $R^2 = 0,9792$, což představuje dobrou shodu predikovaných a experimentálních dat.

Tab. 3 Hodnoty konstant v rovnici (4)
Tab. 3 Values of constants in Eq. (4)

Konstanta	p_1	p_2	p_3	p_4	p_5
Hodnota	210917	0,22	0,7642	761,9	0,0047

Hodnoty deformačních odporů predikované pomocí vyvinutého modelu (4) byly následně porovnávány s experimentálními daty. Z grafů na obr. 3 je patrné, že bylo dosaženo dobré shody mezi výsledky experimentálními (vyhlazenými inverzní analýzou) a výsledky vypočtenými. Přesnost predikce se snižuje při vyšších teplotách v kombinaci s vyššími rychlostmi tváření. Rovněž dochází k jistým komplikacím při

popisu náběhové fáze křivky deformace-napětí (zvláště při kombinaci vysoké teploty s nízkou rychlostí deformace), což lze přisoudit hlavně nepřesnostem inverzní analýzy v oblasti velmi malých deformací.

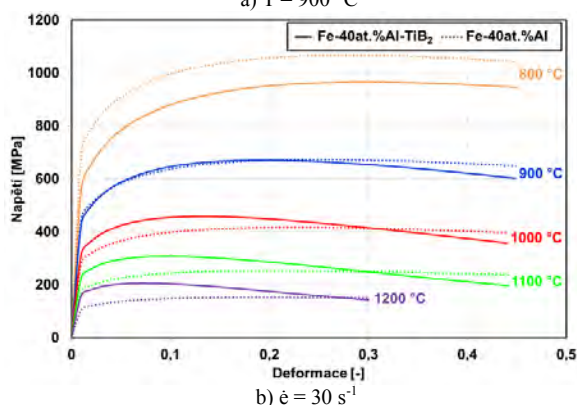
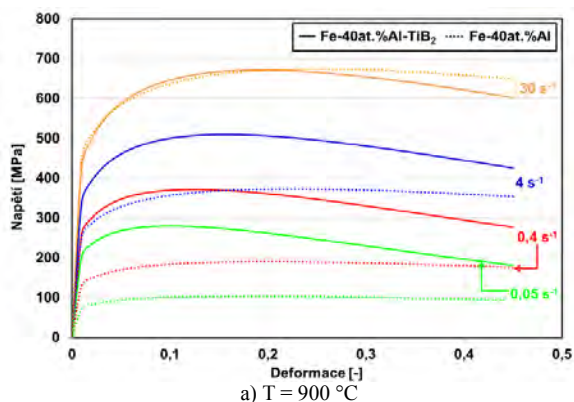


Obr. 3 Graf naměřených hodnot napětí a hodnot stanovených podle modelu (4) v závislosti na deformaci pro teploty 800 a 1000 °C

Fig. 3 Graph plotted from the measured flow-stress values and the values determined by the model (4) in dependence on strain for the temperatures of 800 and 1000 °C

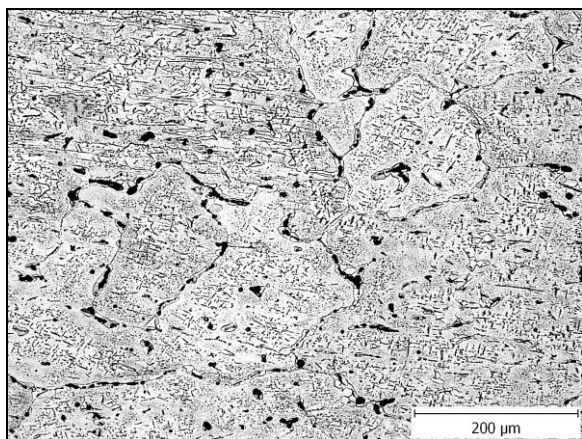
Křivky deformace-napětí slitiny Fe-40at.%Al-TiB₂ popsané vztahem (4) byly graficky porovnány s křivkami typově podobného materiálu, jakým je aluminid železa Fe-40at.%Al – viz obr. 4. Průběhy napětíových křivek Fe-40at.%Al [6] byly sestaveny experimentálně i výpočtově zcela totožným způsobem, jako v případě materiálu Fe-40at.%Al-TiB₂. Je zřejmé, že ve většině případů vykazuje aluminid Fe-40at.%Al-TiB₂ relativně vyšší deformační odpory, což odpovídá předpokládanému zpevňujícímu účinku částic TiB₂. Zároveň však jeho napětíové píky bývají posunuty k nižším hodnotám deformace, což nekoresponduje s hodnotou aktivační energie předpokládaným brzdicím vlivem částic TiB₂ na průběh dynamické rekrystalizace. Nezdá se pravděpodobné, že by tyto částice působily jako místa vhodná pro nukleaci rekrystalizovaných zrn. Z výsledků práce [12], získaných na slitině Fe-40at.%Al-Zr-B, totiž jasně vyplývá, že pokles deformačního odporu za napětíovým píkem nemusí být nutně způsoben průběhem dynamické rekrystalizace. Je pravděpodobné, že k němu částečně dochází rovněž scelováním vnitřních dutin v litém materiálu a občas i vznikem trhlin při nízkých teplotách, pro intenzivní tváření tohoto materiálu s velmi nízkou tvařitelností naprosto nevhodných. Důkazem toho, že u zkoumaného materiálu nemusí být existence napětíového píku na

křivce deformace-napětí spjata s dynamickou rekrystalizací, je prakticky nerekrystalizovaná mikrostruktura na obr. 5, jen s náznaky nukleační fáze dynamické rekrystalizace na hranicích zrn (srovnej s příslušnou křivkou na obr. 4).



Obr. 4 Srovnání křivek deformace-napětí predikovaných pro materiály Fe-40at.%Al-TiB₂ a Fe-40at.%Al

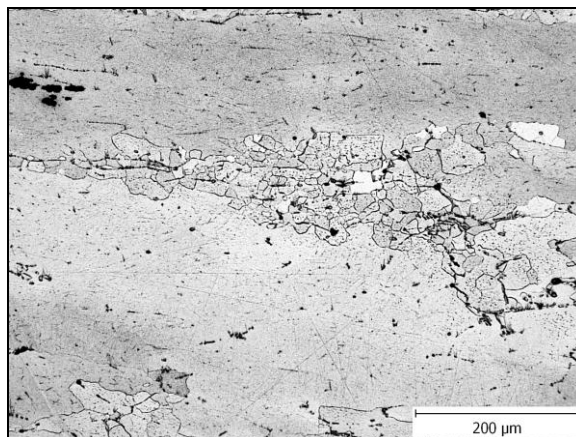
Fig. 4 Comparison of stress-strain curves predicted for materials Fe-40at.%Al-TiB₂ and Fe-40at.%Al



Obr. 5 Nerekrystalizovaná struktura slitiny Fe-40at.%Al-TiB₂ (T = 900 °C, $\dot{\epsilon} = 30 \text{ s}^{-1}$, zakaleno po deformaci $\epsilon = 0,48$)

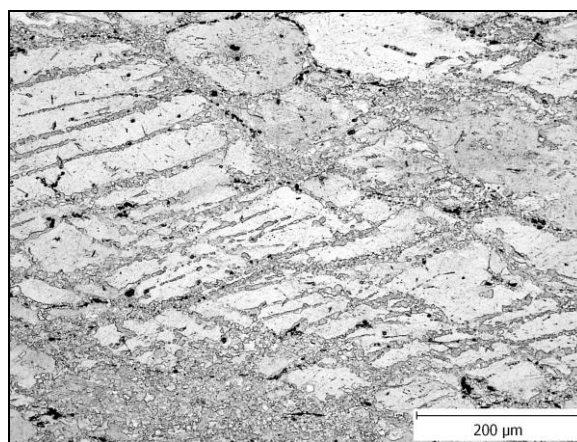
Fig. 5 Partially recrystallized structure of alloy Fe-40at.%Al-TiB₂ (T = 900 °C, $\dot{\epsilon} = 30 \text{ s}^{-1}$, quenched after strain $\epsilon = 0,48$)

Metalografické analýzy prokázaly, že ve zkoumané slitině je poměrně snadné iniciovat dynamickou rekrystalizaci (i při nejnižších teplotách tváření), ale její průběh je velmi ztížený – viz např. obr. 6 a 7.



Obr. 6 Rekrystalizace po hranicích zrn (T = 1000 °C, $\dot{\epsilon} = 0,4 \text{ s}^{-1}$, zakaleno po deformaci $\epsilon = 0,50$)

Fig. 6 Grain boundary recrystallization (T = 1000 °C, $\dot{\epsilon} = 0,4 \text{ s}^{-1}$, quenched after strain $\epsilon = 0,50$)



Obr. 7 Nukleace nových zrn na deformančních pásech (T = 800 °C, $\dot{\epsilon} = 0,05 \text{ s}^{-1}$, zakaleno po deformaci $\epsilon = 0,46$)

Fig. 7 Nucleation of new grains at deformation bands (T = 800 °C, $\dot{\epsilon} = 0,05 \text{ s}^{-1}$, quenched after strain $\epsilon = 0,46$)

Dosáhnout v celém tvářeném objemu vzorku zjemnění zrna dynamickou rekrystalizací (tedy homogenizovat výchozí lící strukturu) je ovšem prakticky nemožné. Důsledkem tohoto jevu je i relativně plochý průběh křivek deformace-napětí slitin na bázi Fe-40at.%Al (obr. 4). Je zajímavé, že se pomocí zjištěné hodnoty aktivační energie při tváření za tepla podařilo s dobou přesností matematicky popsat obě souřadnice napětíových pík jako funkce Zenerova-Hollomonova parametru, ačkoliv tyto souřadnice nejsou dány pouze kinetikou zpevňovacích a dynamických uzdravovacích dějů a postrádají tedy jednoznačný fyzikálně-metalurgický základ.

Závěr

Z plastometrických dat vyhlazených inverzní analýzou byla určena hodnota aktivační energie při tváření za tepla slitiny Fe-40at.%Al-TiB₂ – $Q = 455 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$. Tato hodnota se prakticky shoduje s dříve zjištěnou hodnotou $Q = 448 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$, získanou ze stejných experimentálních dat, jež však nebyly podrobeny inverzní analýze.

Porovnání s dříve zjištěnými údaji ukázalo, že částice TiB_2 o velikosti menší než 10 μm způsobují téměř dvojnásobné zvýšení hodnoty aktivační energie oproti nelegovanému aluminidu Fe-40at.%Al. Tento fakt se však odpovídajícím způsobem neprojevuje na hodnotě deformace do píku, která by měla korespondovat s počátkem dynamické rekrystalizace za daných podmínek tváření, reprezentovaných Zenerovým-Hollomonovým parametrem (tedy teplotně kompenzovanou rychlostí deformace). Metalograficky však bylo zjištěno, že napěťový pik u zkoumané slitiny není jednoznačně spojen s dynamickou rekrystalizací, což signalizuje již netypicky plochý průběh jednotlivých křivek deformace-napětí.

Fenomenologickým modelem (4) se podařilo s dobrou přesností popsat deformační odpory zkoumaného materiálu za tepla, tedy v závislosti na velikosti deformace, teploty (800 – 1200 °C) i rychlosti deformace (0,05 – 30 s^{-1}). Jak ukázalo porovnání s analogickým modelem odvozeným pro nelegovanou slitinu Fe-40at.%Al, zpevňující účinek částic TiB_2 se projevuje výrazněji při vysokých teplotách a nízkých rychlostech tváření.

Poděkování

Tato práce byla provedena v rámci projektu P107/10/0438 (Grantová agentura České republiky), s využitím postupů vyvinutých při řešení projektu č. CZ.1.05/2.1.00/01.0040 (v rámci Operačního programu "Výzkum a vývoj pro inovace" financovaného ze strukturálních fondů a ze státního rozpočtu České republiky) a studentského grantového projektu SP2013/111 podporovaného v rámci specifického vysokoškolského výzkumu na VŠB - TU Ostrava Ministerstvem školství České republiky.

Literatura

- [1] KUPKA, M. Technological plasticity studies of the FeAl intermetallic phase-based alloy. *Intermetallics*, 2004, roč. 12, č. 3, s. 295-302.
- [2] DEEVI, S. C., SIKKA, V. K. Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications. *Intermetallics*, 1996, roč. 4, č. 5, s. 357-375.
- [3] BAKER, I., MUNROE, P. R. Mechanical properties of FeAl. *International Materials Reviews*, 1997, roč. 42, č. 5, s. 181-205.
- [4] SCHINDLER, I., et al. Activation Energy in Hot Forming of Selected Fe-40at.%Al Type Intermetallic Compounds. *Acta Physica Polonica A*, 2012, roč. 122, č. 3, s. 610-613.
- [5] KAWULOK, P., et al. Deformation behaviour of low-alloy steel 42CrMo4 in hot state. In: *Metal 2011*, sborník konference. Ostrava: Tanger s.r.o., 2011, s. 350-356.
- [6] KAWULOK, R., et al. Model of hot deformation resistance of the iron aluminide of the type Fe-40at.%Al. In: *Metal 2013*, sborník konference. Ostrava: Tanger s.r.o., 2013, příspěvek č. 1436.
- [7] KUBINA, T., et al. A new software calculating the activation energy. In: *Forming 2005*, Ostrava, 2005, s. 145-150.
- [8] SELLARS, C. M., TEGART, W. J. McG. Hot workability. *International Metallurgical Review*, 1972, roč. 17, č. 158, s. 1-24.
- [9] SCHINDLER, I., BOŘUTA, J. *Utilization Potentialities of the Torsion Plastometer*. Katowice: Silesian Technical University, 1998. 106 s.
- [10] SCHINDLER, I. et al. Vliv výpočetní metody na hodnotu aktivační energie aluminidu železa při tváření za tepla. *Hutnické listy*, 2012, roč. 65, č. 4, s. 55-59.
- [11] SCHINDLER, I., BOŘUTA, J. Deformační odpory ocelí při vysokoredukčním tváření za tepla. *Hutnické listy*, 1995, roč. 50, č. 7/8, s. 47-50.
- [12] SCHINDLER, I., et al. Dynamic recrystallization of the alloy Fe-40at.%Al-Zr-B. In: *MSMF 7*, Brno, v tisku.

V Číně se staví zařízení na výrobu polotovarů na míru

Polotovary na míru se svařují z několika plechů různé tloušťky a slouží k lisování některých dílů automobilů, například podlahy, kde přední část musí být nejsilnější a zadní část může být slabší.

Pekingská firma BAIC Motor objednala u firmy Andritz Soutec laserový svařovací systém pro výrobu polotovarů na míru. Zařízení bude mít výrobnost 1,2 mil. polotovarů za rok. Polotovary budou sloužit pro výrobu modelů C70G, C50E a C60F vyráběných v této firmě. Zařízení by mělo být uvedeno do provozu ve třetím čtvrtletí 2013 [1].

Další zařízení od stejné firmy objednala firma PCMI Metal Products v Changqingu, která patří společnosti Panzhihua Iron and Steel [2].

Literatura:

- [1] BAIC orders laser welding system for tailored blanks. *Metallurgical Plant and Technology* 2013, č. 3, s. 13
- [2] PCMI to enter tailored blanks market. *Metallurgical Plant and Technology* 2013, č. 3, s. 13-14

L J

výroba trubek

Výzkum technologie výroby bezešvých ocelových trubek pro energetiku

Research of Production Technology of Seamless Steel Tubes for Power Engineering

Ing. Petr Unucka, Ph.D.¹, , prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.², Ing. Rostislav Turoň³, Ing. Petra Turoňová³

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

²VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

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

Ve výrobě trubek určených pro energetiku jsou typickými představiteli ocelí pro USC kotle 9% Cr modifikované oceli s označením P91 a P92. Ocel P92 je vývojově mladší než P91, je oproti P91 legovaná W, který obecně zhoršuje tvařitelnost. Na druhé straně „energetické“ oceli používané pro oblast vedení médií a podpůrných konstrukčních celků v energetice stojí mikrolegované oceli např. P355. Tyto oceli bývají mikrolegované např. Cr, v kombinaci s V nebo Nb s přísadou vhodného množství dusíku. Obsah uhlíku je obecně v rozsazích do 0,15 hm. % s velmi nízkým obsahem S (0,005 %) a P (0,010 %) používaný pro vedení kalů a ropy při těžbě v šelfových oblastech, druhá varianta je C 0,15-0,30 % se sírou a fosforem do 0,015% používaná pro běžné konstrukční prvky v petrochemickém průmyslu a vedení médií. Varianty s obsahem V nebo Nb mají za úkol dosažení jemnozrnné homogenní mikrostruktury po tloušťce stěny trubky. Náhrada vanadu niobem je dána cenovými rozdíly těchto legovacích prvků. Znalost vztahů mezi deformačním chováním, mikrostrukturním složením a ostatními parametry procesu tváření oceli umožňuje lépe reagovat na odstranění případných výrobních problémů. Tento příspěvek se tedy zaměřuje na výsledky výzkumu v oblasti deformačního chování a obecných materiálových charakteristik především těchto ocelí.

Klíčová slova: bezešvé trubky, deformační chování, energetické oceli.

In the manufacture of pipes intended for power engineering steels for USC boilers modified 9% Cr steel with the designation P91 and P92 can be considered are typical representatives. Steel P92 was developed more recently than P91, steel P92 is additionally alloyed with tungsten, which generally worsens its formability. On the other hand, the "energy steel" used for the media pipelines and for support structures in power engineering are micro-alloyed steels, such as P355. These steels are micro-alloyed for example by Cr in combination with V or Nb and mixed with a suitable quantity of nitrogen. The variant with carbon content generally achieving up to 0.15 wt. % with very low content of sulfur (0.005%) and phosphorus (0.010%) is used for the pipelines for sludge and oil extraction in the shelf area, the second option is steel with content of C 0.15-0.30% with sulfur and phosphorus to 0.015% used for routine structural elements in the petrochemical industry and media pipelines. Variants containing V or Nb are designed to achieve a homogeneous fine-grained microstructure of the wall thickness, niobium. Substitution of vanadium is determined by the price differences of these alloying elements. Knowledge of the relationship between the deformation behavior, microstructure and composition of other process parameters of forming of steels is important for better reaction and elimination of possible production problems. This paper therefore focuses on the research results in deformation behavior and general material characteristics primarily of these steels.

Key words: seamless tubes, deformation behaviour, steels for power engineering

V oblasti výroby trubek určených pro energetiku jsou typickými představiteli ocelí pro USC kotle 9% Cr modifikované oceli s označením P91 a P92. Na druhé

straně „energetické“ oceli používané pro oblast vedení médií a podpůrných konstrukčních celků v energetice stojí mikrolegované oceli např. P355. Tyto oceli bývají

mikrolegované např. Cr, v kombinaci s V nebo Nb s přísadou vhodného množství dusíku. Obsah uhlíku je obecně v rozsazích do 0,15 hm. % s velmi nízkým obsahem S (0,005 %) a P (0,010 %) používaný pro vedení kalů a ropy při těžbě v šelfových oblastech, druhá varianta je C 0,15-0,30 % se sírou a fosforem do 0,015 % používaná pro běžné konstrukční prvky v petrochemickém průmyslu a vedení médií. Varianty s obsahem V a nebo Nb mají za úkol dosažení jemnozrnné homogenní mikrostruktury po tloušťce stěny trubky, náhrada vanadu niobem je dána cenovými rozdíly těchto legovacích prvků. Proces válcování bezešvých trub za tepla je, ve zjednodušení, rozložený zpravidla do tří na sebe navazujících celků: (1) vysokoteplotní ohřev vsázky, děrování a následná elongace s doválcováním za tepla, (2) ohřev bežešvé trubky na teplotu kalibrace, která je shodná s teplotou normalizace pro nízkouhlíkové a středně-uhlíkové oceli (probíhající v krokových nebo průběžných tunelových pecích) a poslední (3) kalibrace trubek s malou povrchovou deformací a volným nebo zrychleným ochlazováním. V současnosti je dosažení homogenní jemnozrnné mikrostruktury bez výrazného množství nedokonale transformovaného austenitu ve feritické nebo feriticko-perlitické matici a vzniku dalších nežádoucích precipitátů možné pouze on-line normalizačním žiháním po vysokoteplotním doválcování, spojené s kalibrací a řízeným ochlazováním. Znalost vztahů mezi deformačním chováním, mikrostrukturním složením a ostatními parametry procesu tváření ocelí umožňuje lépe reagovat na odstranění případných výrobních problémů. Tento příspěvek se tedy zaměřuje na výsledky výzkumu v oblasti deformačního chování a obecných materiálových charakteristik těchto ocelí, u ocelí typu P355 se jedná především o precipitaci XN a X(C,N), kde X jsou prvky V nebo Nb. Cílem je nastavit technologické parametry (teplota, čas) válcování bezešvých trubek, které by výrazně snižovaly nutnost in-line tepelného zpracování normalizací nebo zcela vyloučily a zároveň snížily riziko tvorby vad během ohřevu materiálu nebo tvářecího procesu.

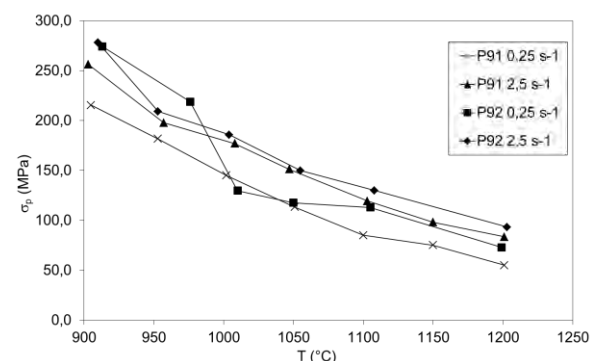
Deformační chování ocelí P91 a P92

Pro srovnání deformačního chování těchto ocelí byly použity zkušební tyče vyrobené z litého materiálu. Experimenty byly provedeny na univerzálním plastometru SETARAM v Ostravě. Obě oceli P91 i P92 patří k tzv. 9 % Cr modifikovaným ocelím, přičemž ocel P92 je vývojově mladší než P91, a je oproti P91 legovaná W (viz tab. 1), který obecně zhoršuje tvařitelnost. Z výsledků spojitých zkoušek krutem vzorků oceli P91 a P92 s předeřevem 1200 °C při různých teplotách a rychlostech deformace byly získány po následném vyhodnocení základní charakteristiky deformačního chování v tomto rozsahu: maximální napětí σ_p , intenzita deformace na piku ϵ_p a tvařitelnost (ϵ_f) v závislosti na teplotě. Jednotlivé závislosti jsou uvedeny na obr. 1 až 3.

Tab. 1 Rámcové chemické složení oceli P91 a P92.

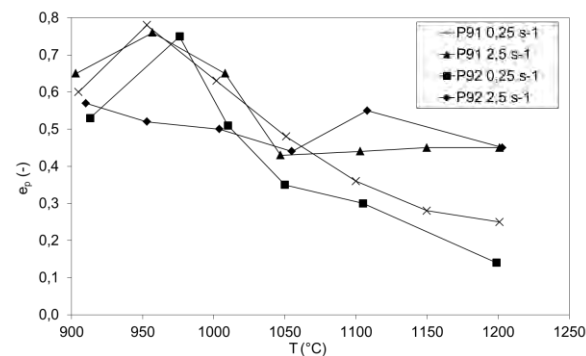
Tab. 1 General chemical composition of steel P91 and P92.

hm.%	C	Cr	Mo	V	N	Nb	W
P91	0,10	9,00	1,00	0,22	0,05	0,08	-
P92	0,10	9,00	0,45	0,20	0,05	0,07	1,75



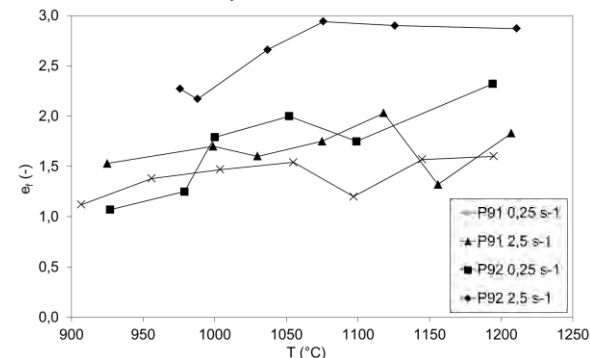
Obr. 1 Závislost kritického napětí na piku maximální deformace na teplotě ocelí P91 a P92.

Fig. 1 Temperature dependence of critical peakmaximum stress of steels P91 and P92.



Obr. 2 Závislost kritické deformace dynamické rekrystalizace intenzity deformace na piku na teplotě, oceli P91 a P92.

Fig. 2 Temperature dependence of critical strain of dynamicalpeak deformation recrystallization, steel P91 and P92.



Obr. 3 Teplotní závislost intenzity deformace do lomu ocelí P91 a P92.

Fig. 3 Temperature dependence of rupture deformation of steels P91 and P92.

Deformační odpory vyjádřené zde píkovým napětím σ_p má ve sledovaném teplotním intervalu u obou ocelí a obou deformačních rychlostí (0,25 a 2,5 s⁻¹) stejný charakter, roste s klesající teplotou. Obecně dosahuje ocel P92 vyšších hodnot deformačních odporů. Rozdíl mezi ocelmi je výraznější pro nižší rychlost deformace (0,25 s⁻¹), kdežto při vyšší nejsou rozdíly tak významné. Nástup dynamické rekrystalizace při teplotách v intervalu 950 až 1000 °C je u obou ocelí až při velmi

vysokých deformacích, a pod 950 a nad 1000 °C dochází k výraznému poklesu hodnot napětí. Z pohledu rychlosti deformace u vyšší deformační rychlosti se zastavuje nad teplotou 1050 °C pokles intenzity deformace na piku e_p . Také tvařitelnost vyjádřená intenzitou deformace do lomu e_f je pro nižší rychlost deformace pro oba materiály stejná – s rostoucí teplotou mírně roste a v teplotním intervalu 1050 až 1150 °C je mírný pokles s minimem při 1100 °C. Toto minimum je u oceli P91 a rychlosti deformace 2,5 s⁻¹ posunuto k hodnotě 1150 °C, ocel P92 pro tuto def. rychlost pak vykazuje výrazně vyšší tvařitelnost v celém teplotním intervalu bez takového minima (viz obr. 3).

Ukazuje se tedy vhodnost použití stejných teplotních podmínek v oblasti tváření za tepla (děrování) při teplotách mezi 1200-1250 °C s následným doválcováním na hotovou nekalibrovanou bežešvou trubku 950°C-1050 °C s využitím dynamické rekrytalizace při řízeném chemickém složení dané oceli pro dosažení potřebných mechanických vlastností (mikrostruktury) a dostatečné creepové odolnosti.

Deformační chování modifikací oceli P355

Důvody pro modifikaci klasické oceli P355 je požadavek na snížení uhlíkového ekvivalentu C_{eq} na hodnotu do 0,40 (v normách do 0,42) z důvodu dosažení dobré svařitelnosti. Dále je nutno zachovat mechanické vlastnosti $R_e = \min. 363 \text{ MPa} + 20 \text{ MPa}$ a $R_m = 510 + 30 - 630 \text{ MPa}$ pro stěny trubek pod 16 mm, nárazová práce min. 27 J a $A_5 = \min. 22 \%$. V rámci modifikace chemického složení, byly z kontilitých sochorů ve třech modifikacích chemického složení této oceli odebrány zkušební vzorky. Chemické složení jednotlivých modifikací je uvedeno v tab. 2. Jde o modifikaci oceli P355 (C do 0,22 %, Mn 0,90 až 1,65 %, P a S max. 0,030 %) zvýšeným obsahem Cr a Nb a náhrada Nb vanadem s variantou snížení % C, Cr a tedy snížení C_{eq} . Toto složení není bezúčelové. Koncepce chemického složení, zaručující tvorbu proeutektoidního feritu a acikulárního feritu na zárodcích XN a dále k následné precipitaci X do celků X(C, N), přispívá při dodržení vhodných tvářecích a ohřevových podmínek k výrazné homogenizaci a jemnozrnnosti výsledné protvářené mikrostruktury a to v kombinaci s on-line normalizací [1].

Tab. 2 Modifikace chemického složení oceli P355.
Tab. 2 Modification of chemical composition of steel P355.

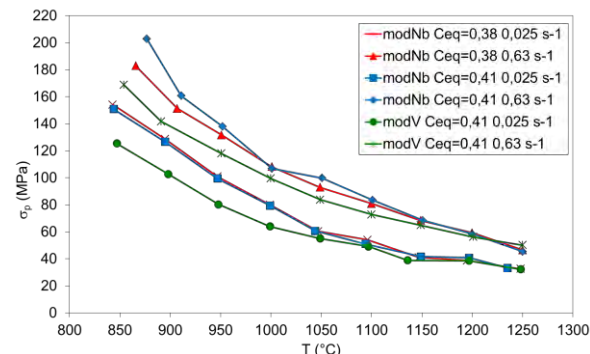
Ocel P355	C	Cr	V	Nb	C_{eq}
modifikovaná Nb	0,152	0,15	0,005	0,028	0,38
modifikovaná Nb	0,176	0,18	0,003	0,025	0,41
modifikovaná V	0,166	0,18	0,040	0,002	0,41

V rámci výzkumu deformačního chování modifikací oceli P355 při tváření za tepla byly provedeny zkoušky na univerzálním torzním plastometru SETARAM.

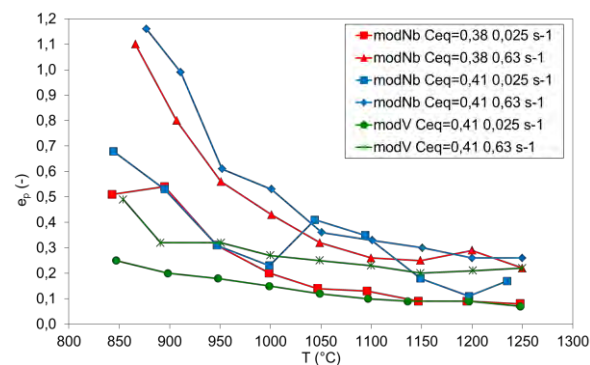
Výzkum základního deformačního chování byl proveden v širokém rozsahu kontinuálních zkoušek do

lomu pro rychlosti kroucení (rychlosti deformace) 6,28/ 1,26/ 0,63/ 0,025 s⁻¹ v teplotní oblasti 850 až 1250 °C s předehřevem na teplotu 1250 °C a výdrži 10 min. Výsledné závislosti pro všechny tři tavby jsou uvedeny na obr. 12, 15 a 18 závislost píkovoého napětí na teplotě na piku, na obr. 13, 16 a 19 závislost intenzity deformace na piku na teplotě na piku a na obr. 14, 17 a 20 pak tvařitelnost jako závislost intenzity deformace do lomu na teplotě.

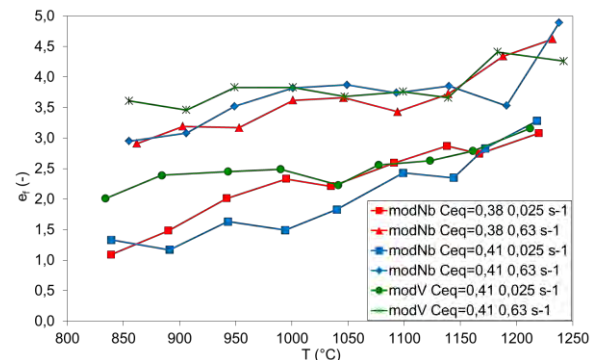
Z provedených krutových zkoušek bez předehřevu byly získány data identifikující parametry deformačního chování oceli za vysokých teplot. Obr. 3 až 5 představují základní závislosti deformačního chování modifikované oceli P355 na teplotě, pro příklad jen pro dvě rychlosti deformace 0,025 a 2,5 s⁻¹.



Obr. 4 Závislost maximálního napětí na teplotě pro dvě rychlosti deformace.
Fig. 4 Dependence of maximum stress on the temperature for two strain rates.



Obr. 5 Intenzita deformace na piku v závislosti na teplotě.
Fig. 5 Temperature relation of peak deformation.



Obr. 6 Teplotní závislost intenzity deformace do lomu.
Fig. 6 Temperature relation of strain to fracture.

Z provedených kontinuálních zkoušek na plastometru SETARAM lze říci, že přirozený deformační odpor je u všech tří modifikací prakticky stejný nad teplotou 1050 °C. V teplotním intervalu 850 až 1050 °C pak ocel legovaná vanadem vykazuje nižší deformační odpory. U oceli modifikované V se jeví rychlejší nástup dynamické rekrystalizace, tj. dynamická rekrystalizace u této oceli nastává při nižších dosažených deformacích především při nízkých teplotách (800 až 1000 °C). Tvařitelnost varianty modifikované V je především u nízkých teplot (do 1000 °C) vyšší než u oceli modifikovaných Nb, a zároveň oceli modifikované Nb vykazují výrazný pokles tvařitelnosti s klesající teplotou deformace. Obecně tvařitelnost je dosti velká především pro vysoké teploty (dosahuje hodnot ϵ_f cca 3 až 5), u oceli modifikovaných Nb však pro teploty kolem 850 °C výrazně klesá až k hodnotě 1, tedy začíná být hůře tvařitelná. Za vysokých teplot (děrování) je tvařitelnost na stejné úrovni pro všechny tři modifikace oceli.

Mikrostrukturní stav modifikovaných ocelí po tváření

Z povrchové oblasti dodaného materiálu byly vždy vyrobeny klínovité vzorky délky 150 mm, výšky od 3,8 do 15,2 mm a šířky max. 15 mm. Podélná osa vzorku se shodovala s podélnou osou plynule litého polotovaru. Vzorky byly po náhřevu na zvolené teploty (po dobu 20 min) válcovány jedním průchodem při různé teplotě; plán experimentu dokumentuje tab. 3.

Tab. 3 Teploty ohřevu a válcování jednotlivých vzorků
Tab. 3 Heating and rolling temperature of samples.

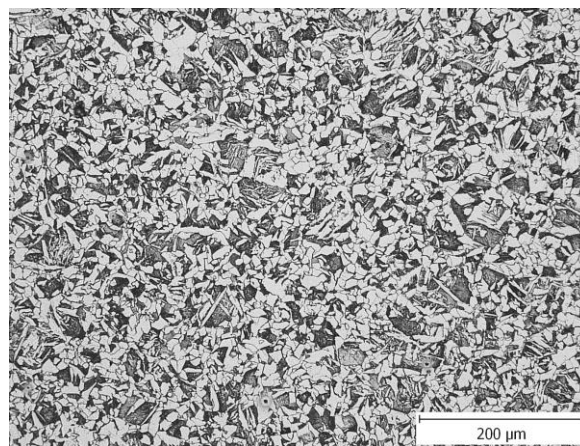
ohřev	teplota deformace				
1340 °C	1150 °C				
1290 °C	1150 °C	1100 °C			
1240 °C		1100 °C	1050 °C		
1200 °C			1050 °C	1000 °C	
1150 °C				1000 °C	950 °C

Po vytažení ohřátého vzorku z elektrické odporové pece se během volného ochlazování vzorku měřila jeho průměrná povrchová teplota optickým pyrometrem. Po dosažení žádané teploty deformace následovalo v další elektrické odporové peci nezbytné vyrovnání teploty během výdrže na této teplotě po dobu 2 min. Klíny pak byly válcovány na laboratorní stolici K350 v konfiguraci duo (tedy s průměrem válců 150 mm), a to při rychlosti otáčení válců 70 min⁻¹. Po vyválnování klínu následovalo volné ochlazování materiálu na vzduchu. Svisle podélné řezy byly analyzovány metalograficky, resp. na elektronových mikroskopech (SEM, TEM). Po odfrézování odřezků naplocho do poloviny tloušťky vývalku byl zkoumán výskyt trhlin a případně dalších vad na původním povrchu plynule litých polotovarů. Sledované místo vždy odpovídalo výškové deformaci ca 74 %.

Mikrostruktura laboratorních vývalků

modV Ceq=0,41

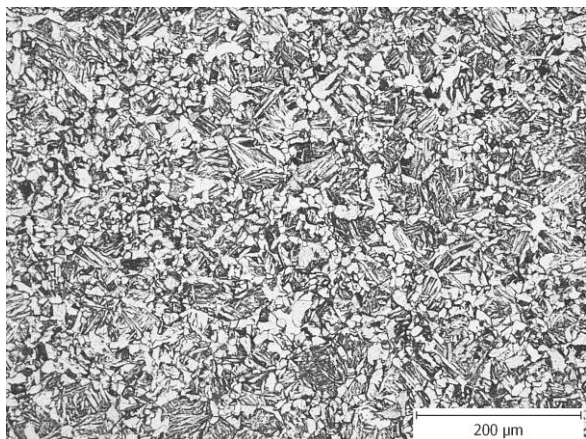
Mikrostruktura vzorků byla tvořena feritem, perlitem a acikulárním feritem, resp. horním bainitem. Množství acikulárního feritu a bainitu klesalo s klesající teplotou deformace. Zatímco při nejvyšší teplotě deformace dosahoval podíl složek, při jejichž vzniku se uplatňoval smykový mechanismus, několika desítek procent, od teploty deformace 1050 °C a níže byl jejich výskyt jen sporadický. Z charakteru struktury lze odvodit, že s klesající teplotou deformace docházelo k poklesu velikosti austenitického zrna. Mikrostruktura po přehřevu na 1340 °C a deformaci na teplotě 1150 °C je dokumentována na obr. 6.



Obr. 7 Mikrostruktura oceli mod. V, Ceq=0,41, def. teplota 1150 °C.
Fig. 7 Microstructure of steel modified by V, Ceq=0.41, def. temperature 1150 °C.

modNB Ceq=0,38

Mikrostruktura této oceli (modifikované Nb s Ceq=0,38) se od oceli modifikované V odlišovala zejména z pohledu kvantitativního. Při nejvyšší teplotě deformace převládala ve struktuře horní bainit, resp. acikulární ferit, dále se vyskytoval obvyklý alotriomorfní ferit. Podíl perlitu byl velmi nízký. S poklesem teploty deformace docházelo k poklesu výskytu horního bainitu a acikulárního feritu, ale jejich podíl byl vždy vyšší než pro ocel modifikovanou V deformovanou při shodné teplotě. Zároveň docházelo k mírnému nárůstu podílu perlitu. Při teplotě deformace 1000 °C byl ve vzorcích v omezené míře pozorován výskyt nerovnoosých oblastí bainitu, které svědčí o tom, že při této teplotě nedošlo k plné rekrystalizaci austenitu. Mnohem vyšší podíl nerovnoosých oblastí bainitu, svědčících jen o částečné rekrystalizaci austenitu, byl pozorován u vzorku s teplotou deformace 950 °C. Mikrostruktura pro ohřev na 1340 °C a deformaci na teplotě 1150 °C je dokumentována na obr. 7.

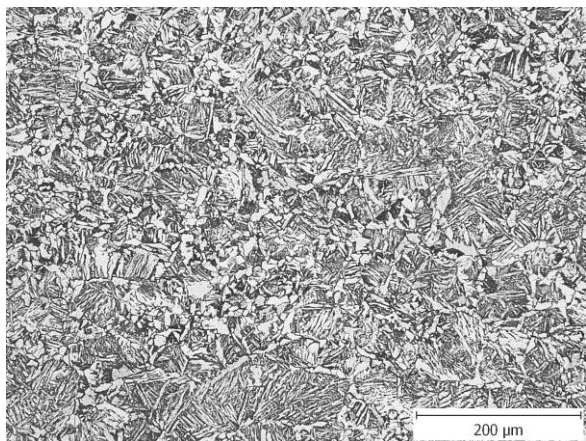


Obr. 8 Mikrostruktura oceli mod. Nb, Ceq=0,38, def. teplota 1150 °C.

Fig. 8 Microstructure of steel modified by Nb, Ceq=0.38, def. temperature 1150 °C.

modNb Ceq=0,41

Mikrostruktura tavby modifikované Nb s Ceq = 0,41 je velmi podobná tavbě modifikované Nb s Ceq = 0,38. U této oceli byl ale pozorován vyšší podíl horního bainitu, resp. acikulárního feritu (deformovaných za stejné teploty). Pro teploty deformace 1000 a 950 °C byl u této modifikace oceli pozorován vyšší výskyt nerovnoosých oblastí bainitu, což znamená, že podíl nerekrystalizovaného austenitu byl u této oceli při těchto teplotách vyšší. Mikrostruktura pro ohřev na 1340 °C a deformaci na teplotě 1150 °C je dokumentována na obr. 8.



Obr. 9 Mikrostruktura oceli mod. Nb, Ceq=0,41, def. teplota 1150 °C.

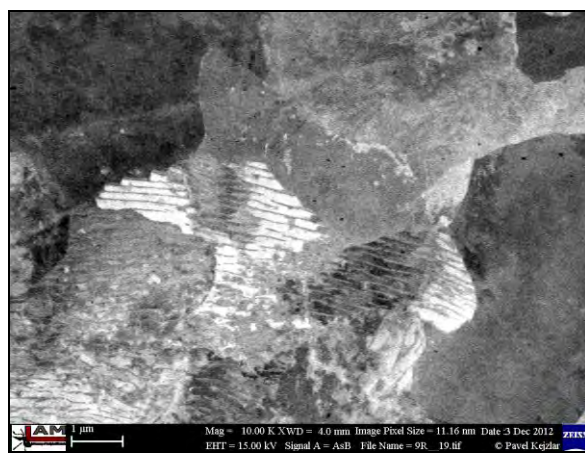
Fig. 9 Microstructure of steel modified by Nb, Ceq=0.4, def. temperature 1150 °C.

K analýzám prováděným na rastrovacím elektronovém mikroskopu Zeiss ULTRA Plus, vybaveném energiově-disperzním spektrometrem (E-D) Oxford X-Max 20, byly u každé modifikace chemického složení vybrány vždy tři laboratorní vývalky odlišující se teplotami ohřevu, resp. deformace. Sledované místo vždy odpovídalo výškové deformaci cca 74 %. Konkrétní teploty dle písmenného označení vzorků:

A – ohřev 1340 °C, teplota deformace 1150 °C
E – ohřev 1240 °C, teplota deformace 1050 °C
R – ohřev 1150 °C, teplota deformace 950 °C

V rámci každého vzorku byla provedena dokumentace struktury se zaměřením zejména na distribuci a morfologii vyskytujících se částic. Také byly pozorovány perlitické oblasti s velmi tenkými lamelami cementitu o tloušťce řádově několik desítek nanometrů (viz např. obr. 9).

Velikost pozorovaných a analyzovaných částic se pohybovala v rozsahu od 30 nm až po cca 15 μm – jedná se tedy o vměstky i precipitáty. Vměstky se vyznačují značnou různorodostí tvaru. Ze získaných snímků je zřejmá náhodná distribuce částic ve všech vzorcích, nebyla tedy prokázána žádná souvislost rozložení částic s hranicemi zrn. Vzdálenost jednotlivých částic se pohybuje v rozmezí cca 0,5 – 10 μm.



Obr. 10 Mikrostruktura oceli mod. Nb, Ceq=0,41, 1150/950 °C.

Fig. 10 Microstructure of steel modified by Nb, Ceq=0.41, 1150/950 °C.

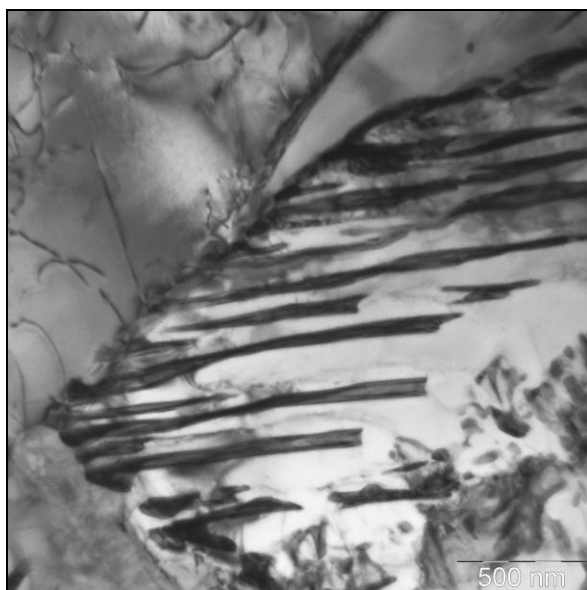
Energiově-disperzní lokální chemické mikroanalýzy byly provedeny u náhodně zvolených částic s různými rozměry (od cca 100 nm do několika μm). Nejčastěji se v materiálech vyskytovaly vměstky na bázi MnS. Ve většině analyzovaných částic byl oproti okolní matici identifikován nárůst koncentrace Al, Si, Ca, Mg, Ti, Cu a Mn; částice byly povětšinou ve formě komplexních sloučenin na bázi sulfidů, oxidů, karbidů a nitridů. Nitridy byly identifikovány u oceli modV Ceq = 0,41 a modNb Ceq = 0,41. Částice obsahující Nb byly detekovány u oceli modNb Ceq = 0,38 pro válcování podle režimu E a modNb Ceq = 0,38 válcované v režimu E a R. V částicích nebyl identifikován vanad, což lze přisoudit jednak jeho velmi nízké koncentraci ve zkoumaných ocelích a rovněž překryvům píků vanadu v E-D spektrech s dalšími vyskytujícími se prvky. Je třeba upozornit na to, že provedené EDS analýzy nebyly schopné určit chemické složení nejmenších precipitátů.

Výsledky analýz na TEM

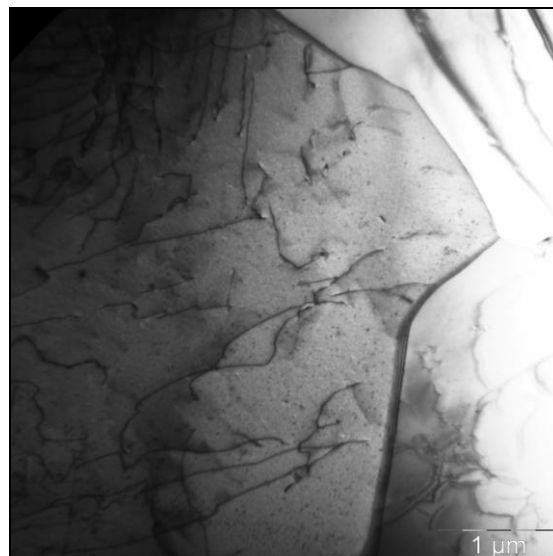
K analýzám prováděným na prozařovacím elektronovém mikroskopu Jeol 2000FX byly použity shodné vzorky, jako v případě výše popsanych analýz na rastrovacím elektronovém mikroskopu. Vzorky byly použity pro přípravu 110 terčíků, ze kterých se podařilo

získat celkově 27 fólií pro fázovou analýzu částic metodami transmisní elektronové mikroskopie (TEM). Výsledky pozorování a analýz, dokumentované příslušnými obrázky, lze shrnout do následujících bodů:

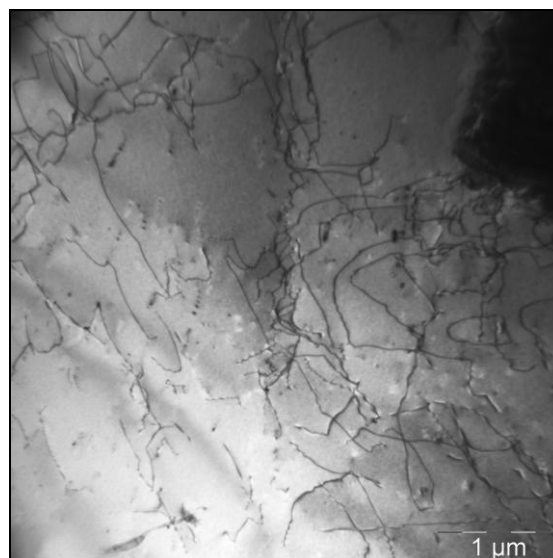
- všechny vzorky jsou tvořeny směsí feritických a perlitických oblastí (obr. 10);
- v perlitických oblastech vyrůstají lamely cementitu Fe_3C z hranic feritických zrn (obr. 10);
- hranice zrn jsou ve všech vzorcích zpravidla čisté, bez částic cizích fází (obr. 11);
- byly detekovány pouze dva typy malých částic, a to pouze ve feritických zrnech:
- v tavbě 3 se jednalo pouze o částice Fe_3C přibližně kulového nebo krychlového tvaru o rozměru 20 až 40 nm;
- v tavbách $\text{modNb Ceq}=0,38$ a $\text{modNb Ceq} = 0,41$ se kromě částic jako v tavbě $\text{modV Ceq} = 0,41$ podařilo prokázat i diskovité částice karbidu niobu o průměru cca 40 nm a tloušťce cca 10 nm;
- v žádném ze vzorků nebyly pozorovány částice s obsahem Cr nebo V;
- nebyla zjištěna žádná korelace výše uvedených skutečností s charakterem termomechanického zpracování (tzn. s teplotami ohřevu a tváření) vzorků v rámci jednotlivých taveb.



Obr. 11 Rozhraní perlitu a feritu.
Fig. 11 Ferrite and pearlite interface.



Obr. 12 Hranice mezi feritickými zrny.
Fig. 12 Boundary between ferritic grains.



Obr. 13 Dislokace ve feritickém znu.
Fig. 13 Dislocations in ferritic grain.

Závěr

Provedeným experimentálním programem na torzním plastometru SETARAM-VÍTKOVICE byly získány podklady identifikující deformační chování za tepla dvou 9 % Cr modifikovaných ocelí P91 a P92 a mikrolegované oceli P355 ve třech modifikacích chemického složení s výstupem pro stanovení optimálních teplotních hranic technologie tvářecího procesu bezešvých trub v podmínkách tratě „Velký Mannesmann“ v TŽ a.s. a doladění časového profilu propustnosti tratě [2]. Otázkou, která by mohla být předmětem dalšího bádání u ocelí typu P355, je volba vhodného množství Ti, který dle [2] i v množství příměsi (mezi 0,001-0,005 hm. %) může vést ke zlepšení podmínek tvorby XN a tudíž větší stabilizaci požadovaných mechanických vlastností, homogenitě a jemnozrnnosti konečné mikrostruktury bezešvých trubek.

Bohužel u taveb obsahujících Nb se vyskytuje zvýšený počet šupin na vnitřním povrchu předvalků a trubek, vnější povrchy jsou na stejné přijatelné úrovni jako u taveb s V.

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] ZAJAC S., HUTCHINSON B., LAGNEBORG R., KORCHYNSKY M.: Ferrite grain refinement in seamless pipes through intragranular nucleation on VN, La Metallurgia Italiana, febbraio 2009, s. 39-48.
- [2] TURON, R., HUCZALA, T., BOŘUTA, J., UNUCKA, P.: Výzkum napětově deformačního chování 9 Cr ocelí s ohledem na strukturní změny během procesu výroby bezešvých trubek při zavádění technologie tváření v podmínkách teplé válcovny Velký Mannesmann v TŽ a.s. Hutnické listy, vol. LXIV, nr. 5, 2011, s. 26-32.

The 5th International Conference STEELSIM 2013

International Conference on Modelling and Simulation of Metallurgical Processes in Steelmaking

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

Conference is organized by:

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

Topics:

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

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

www.mmvyzkum.cz/conference

materiálové inženýrství

Minimalizace oduhličení tyčí ohříváných v plynové peci pomocí speciálních nátěrů

Minimization of Decarburization of Bars Heated in Gas Furnace With Use of Special Coatings

Ing. Richard Baron¹, Ing. Vojtěch Faja¹

¹VÚHŽ a.s., 739 51 Dobrá, Česká republika

Príspevek popisuje provozní experiment ohřevu a válcování dvou broušených sochorů, kde je hlavním cílem minimalizace oduhličení pomocí speciálních nátěrů. Pro zkoušku byl zvolen materiál 58CrMoV4 běžně užívaný pro výrobu lineárních vodítek. Z nátěrů byly vybrány dvě směsi - šamot s boraxem a vodní sklo s grafitem. Na první sochor byly nanесeny obě směsi. Sledoval se pouze vliv nátěru na oduhličení při ohřevu. Část sochoru zůstala bez nátěru. První sochor byl po průchodu pecí odstaven a volně chladnul na vzduchu. Na druhý sochor byla nanесena směs šamotu a boraxu, která byla po ohřevu zkoumána také z hlediska vlivu válcování. Při porovnání vzorků odebraných ze sochoru po ohřevu byly potvrzeny předpoklady jen o částečné účinnosti směsi vodního skla a grafitu. Vzorek s tímto nátěrem vykazoval pouze mírně nižší hodnoty oduhličení v porovnání s nenatřenou částí. Vzorek s nátěrem směsi šamotu a boraxu vykazoval značně lepší vlastnosti. Oduhličení bylo ve větší části zkoumaného povrchu nulové, pouze místy bylo patrné oduhličení s malým gradientem do hloubky max. 0,2 mm. To mohlo být způsobeno nedokonalým natřením nebo oděrkami na povrchu. Druhý sochor se směsí šamotu a boraxu vykazoval značné problémy při následném válcování. Nátěr se před zavedením sochoru do válcovací stolice nedařilo odstranit. Při válcování nátěr způsoboval povrchové vady ve formě jizev dlouhých až několik centimetrů, pod kterými bylo navíc výrazné oduhličení. V závěru příspěvku je doporučeno pro válcování speciálních profilů s minimálním oduhličením pořídit použít indukční ohřev.

Klíčová slova: válcování speciálních profilů, oduhličení, ochranné nátěry, pecní atmosféra, metalografické zkoušky

The rolled steel rods with a special cross section can be used in various production segments. Some of the VUHZ rolling mill products find their way to the automotive industry as the front door hinges, others to the engineering industry as fitting profiles or holders, to the construction industry as the parts of bridge dilatation systems or to the mining industry as the rakes of chain conveyers. All these examples have one thing in common – there are no special demands to their surface treatment and their production is, due to the equipment of the VUHZ rolling mill, relatively uncomplicated. In case when the profiles are used for manufacture of linear transmitters or roller bearings, we can see this trend changing as the profiles should be produced with either minimum or no decarburization. The article describes an operational experiment of heating and rolling of two polished billets, where the aim was to minimize the decarburization level by application of special coatings. For the test we chose grade 58CrMoV4, i.e. material commonly used for production of linear transmitters, as well as two coating mixtures - fireclay with borax and water-glass with graphite. The first billet was covered with both mixtures and we monitored the influence of the coating on the decarburization during the heating. However, a part of it remained uncoated. It was also, right after passing through the oven, put aside and cooled down on normal air. The second bar was covered with the mixture of fireclay and borax, which was after heating examined also from the rolling point of view. When investigating the samples taken from the bar after heating our hypothesis about only partial efficiency of water-glass/graphite mixture was confirmed. The sample with this coating proved only slightly lower values of decarburization when compared to the samples from the uncoated part. The sample from the part coated with fireclay/borax mixture proved far better characteristics, the decarburization was on the prevailing surface equal to zero, however, it contained spots with obvious decarburization with low gradient to the depth of max. 0.2 mm. This was probably caused by an insufficient application of coating and abrasions on the surface. The second billet covered with the fireclay/borax mixture showed significant problems during the subsequent rolling, it was impossible to remove the coating before introducing the bar to the mill. During the rolling, the coating was the

reason of superficial defects in form of several centimeters long scars, under which a significant decarburization was detected. At the end of the article we recommend, in case there is a need of rolling of special profiles with minimum decarburization, to introduce the technology of induction heating.

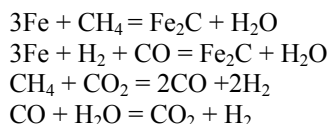
Key words: *Special section rolling, decarburization, protective coatings, furnace atmosphere, metallographical testing*

Požadavky zákazníků na válcování profilů s minimálním oduhličením se týkají různých profilů i materiálů. Pro lineární vodítka se používají materiály typu 58CrMoV4 nebo 60Cr3, pro vačky či valivá ložiska se používá např. materiál 100Cr6. Požadované hodnoty oduhličení většinou nepřesahují 0,1 mm. Standardním ohřevem v plynové peci není možné takovýto hodnot dosáhnout, většinou se pro podobné materiály využívá krátký ohřev v indukční peci, kde musí být vstupní materiál loupáný. Pořízení indukční pece vyžaduje nemalou investici. Navíc si příprava a realizace vyžádá mnoho měsíců a také stoupají náklady na loupání nebo broušení vstupního materiálu. Často je tedy nutné zvažovat různé alternativy, mezi které patří také ohřev v peci s ochrannou atmosférou nebo použití speciálních nátěrů. Vzhledem k výrobnímu zařízení Válcovny VÚHŽ byly provedeny zkoušky ohřevu v plynové peci s pomocí speciálních nátěrů (nástríků). Cílem zkoušky bylo ověřit jejich funkčnost a sledovat jejich chování při následném válcování.

1. Teoretický základ

1.1 Působení pecní atmosféry

Působnost různých složek pecní atmosféry na oduhličení nebo nauhličení oceli lze vyjádřit následujícími rovnicemi [1]:



Konkrétní vliv jednotlivých prvků v pecní atmosféře:

O₂, CO₂, H₂O – tvorba okují,
CO, H₂, CH₄ – redukce,
O₂, CO₂, H₂O, H₂ – oduhličení,
CO, H₂, CH₄ – nauhličení

1.2 Oduhličení

Celkové oduhličení povrchu materiálu se skládá z oduhličení úplného a oduhličení částečného. V případě úplného oduhličení se jedná o totální odstranění uhlíku (feritická oblast). V případě částečného oduhličení je struktura odlišná od základního kovu a zároveň se nejedná pouze o feritickou oblast. Už malý úbytek uhlíku zpravidla představuje problém, protože nepříznivě ovlivňuje mechanické vlastnosti povrchu. Hlavní sledovanou veličinou zpravidla bývá gradient oduhličení.

1.3 Hodnocení oduhličení

Oduhličení se nejčastěji stanovuje metalograficky dle

normy ČSN EN ISO 3887 (dříve ČSN 42 0449). V některých případech je kontrola oduhličení pomocí metalografie velmi obtížná (např. u kalených ocelí či ocelí žíhaných na měkko). Další metody jsou měření mikrotvrdosti (relativně jednoduché, ale zejména v případě sledování částečného oduhličení ne vždy přesné) a chemická analýza (lze stanovit gradient oduhličení, časově i nákladově náročnější metoda). Jsou známy i další méně používané metody – pomocí barevného leptání nebo pomocí termoelektrické síly.

1.4 Použití ochranných nátěrů

Experimenty s různými typy ochranných nátěrů jsou hojně popisovány v různých publikacích, přesto nejsou příliš využívány [1]. Nátěry slouží nejen k minimalizaci oduhličení, ale většinou také zamezují vzniku okují [2,3]. Jedná se především o husté nátěry na bázi šamotových a křemičitých mouček. Dalšími typy nátěrů jsou tekuté směsi na bázi vodního skla, kde má zásadní vliv na hodnoty oduhličení také doba ohřevu. S delším časem klesá účinnost nátěru a zvyšují se hodnoty oduhličení. Na našem území byly prováděny zkoušky s nátěrem složeným z vodního skla (65 %), žáruvzdorné hlíny (17 %), grafitu (15 %) a z technického boraxu (3 %) [4]. Celkem bylo provedeno 165 zkoušek, po jejich vyhodnocení autoři došli k závěru, že zmenšení oduhličení je velmi malé (např. z 0,39 na 0,37 mm).

2. Provozní experiment

2.1 Popis použitého materiálu a nátěrů

Provozní experiment spočíval v ohřevu dvou natřených kvadrátů 58CrMoV4 o straně 80 mm zbaveného oduhličeného povrchu broušením. Chemické složení je uvedeno v tab. 1. První kus pouze prošel v peci a dále chladnul volně na vzduchu, druhý kus byl po ohřevu vyválcován. Kvadrát byl vybrán z důvodu dobré dostupnosti i v menším množství.

Tab. 1 Chemické složení 58CrMoV4

Tab. 1 Chemical composition of 58CrMoV4

Prvek	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	V
%	0,6	0,2	0,9	1	0,2	0,1	0	0,11

Povrch kvadrátu broušený kotoučovou bruskou není ideální, protože nelze zaručit stoprocentní odstranění oduhličené oblasti a nepravidelné jsou také obroušené hrany. U případné zakázkové výroby by bylo optimálnější vybrat loupanou kulatinu.

Zkoušely se dva druhy nátěru, jejichž účinek se po provedení experimentu a vyhotovení metalografických zkoušek porovnával s ohřátým vstupem bez nátěru. Směs šamotu s boraxem byla na připravený sochor

nanášena natíráním štětcem, vodní sklo s grafitem bylo na povrch sochoru aplikováno nástřikem.

2.2 Ohřev materiálu

Pro co nejrychlejší ohřev bylo nutno do plynové pece sázet polotovary co druhý krok. Zkušební sochory byly ručně položeny na válečky před pecní krokovací zařízení, aby se na ocelových krocích nanesený nátěr odřel co nejméně, dále bylo třeba pro zkoušku zvednout pecní žaluzie. Čas ohřevu bylo nutné co nejvíce zkrátit, konkrétní kusy prošly plynovou pecí za cca 55 minut. Rozmístění sledovaných částí u sochoru č. 1. Je zobrazeno na obr. 1. Sochor byl po průchodu pecí odstaven bokem a volně chladnul na vzduchu.

WITHOUT COAT	WATER GLASS + GRAPHITE	CHAMOTTE + BORAX
--------------	------------------------	------------------

Obr. 1 Rozmístění natřených oblastí
Fig. 1 Location of coated areas

Druhý kus určený pro následné válcování byl natřen pouze směsí šamotu s boraxem.

2.3 Odstraňování zaválcovaného nátěru

Experiment byl proveden ještě v době, kdy na válcovně speciálních profilů VÚHŽ nebyl instalován vysokotlaký ostřík, k odstraňování okují sloužil pouze válečkový lamač (v roce 2009). Narušené okuje opadaly při prvních průchodech válcovací stolicí ve skříňovém kalibru. Odstraňování nátěru pouze lamačem okují bylo nedostatečné, zbylý nátěr zůstal na povrchu na velkých plochách, viz. obr. 2.



Obr. 2 Neodstraněný nátěr
Fig. 2 Non-removed coat

Později po instalaci vysokotlakého ostříku byla provedena zkouška ostříku sochoru se speciálním nátěrem šamotu a boraxu, ostřík nátěr odstraňoval dobře, ale i tak se objevil místa, kde nátěr zůstal.

2.4 Válcování materiálu s ulpělým nátěrem

Cílem bylo posoudit vliv zbytků neodstraněného nátěru na povrch válcovaného profilu. Zkouška probíhala na profilu o metrové hmotnosti 9,06 kg [5], viz. obr. 3.



Obr. 3 Tvar zkoušeného profilu
Fig. 3 Cross section of tested profile

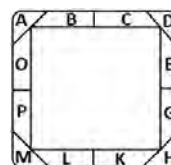
Neodstraněný a zaválcovaný nátěr způsoboval povrchové vady ve formě jizev dlouhých až několik centimetrů. Na obr. 4. je zobrazena jizva z horní strany válcovaného profilu.



Obr. 4 Povrchová vada na válcovaném profilu
Fig. 4 Surface defect on the rolled profile

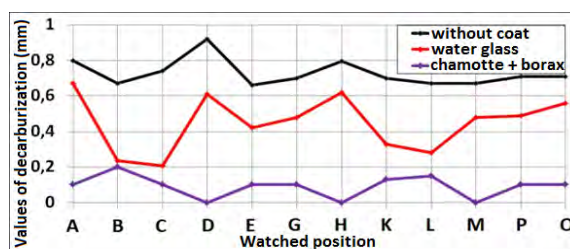
2.5 Výsledky metalografického zkoumání experimentu po ohřevu

Po vyhotovení testu byla provedena metalografická zkouška. Ohřáté sochory chladly volně na vzduchu. Zkoumaly se oblasti oduhličení rozdělené dle obr. 5. Aby nedošlo k záměně stran, byla horní plocha sochoru označena zářezem.



Obr. 5 Oblasti na zkoušeném kvadrátu
Fig. 5 Cross-sectional area of the tested square

Výsledné hodnoty jsou uvedené na obr. 6. Černá křivka znázorňuje nenatřenou část, červená křivka znázorňuje vodní sklo s grafitem a modrá křivka šamot s boraxem.



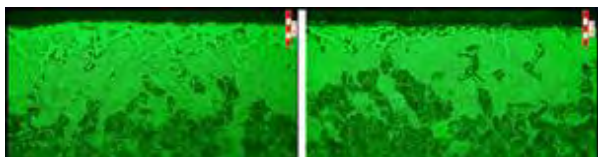
Obr. 6 Výsledné oduhličení na jednotlivých částech sochoru
Fig. 6 Final decarburization at different parts of the billet

Z grafu je patrné, že oba nátěry mají na velikost oduhličení významný vliv. Zatímco kvadrát bez nátěru vykazoval oduhličení přibližně v rozmezí 0,6 – 0,85 mm, u kvadrátu s nástřikem směsi vodního skla s grafitem bylo dosaženo oduhličení v rozmezí 0,2 – 0,65 mm a u kvadrátu s nátěrem šamotu a boraxu 0 – 0,2 mm.

Výsledky také potvrzují předpoklad, že částečně tekutý nástřik z vodního skla a grafitu ztrácí v peci s postupem času účinnost a do jisté míry kopíruje oduhličení u nenatřené části. Nátěr šamotu s boraxem krátce po aplikaci na povrch sochoru zaschnul a při ohřevu v peci došlo k jeho spečení. Tím vytvořil krustu, která zamezila přístupu pecní atmosféry k povrchu kovu. I tak ale k určitému oduhličení v některých místech došlo, vysvětlením může být nedokonalé natření, oděr nátěru při průchodu pecí (např. o pecní kroky) apod. Tento nátěr je odlišný tím, že nejvíce oduhličené části nejsou v rozích sochoru.

Pro celkové porovnání nelze v tomto případě použít průměrné oduhličení, protože z důvodu velké časové

náročnosti na testování byl v každé části povrchu sochoru (dle obr. 5.) použit pouze jeden maximální údaj. Navíc měla porovnávaná místa různý gradient oduhličení. Obdobný průběh oduhličení vykazovala nenatřená část sochoru a také část s nástřikem vodního skla s grafitem, viz obr. 7. Na levé části obrázku je zobrazen povrch nenatřeného povrchu, na pravé části je nástřik vodního skla s grafitem (oblast O). U nenatřené části je patrné výrazné celkové povrchové oduhličení (feritická oblast) do hloubky cca 0,1 – 0,3 mm, u části s nástřikem vodního skla a grafitu je celkové povrchové oduhličení přibližně do hloubky 0,1 mm.



Obr. 7 Vlevo - oduhličení na nenatřené části, vpravo - oduhličení na části s nástřikem směsi vodního skla a grafitu (měřítko 200 μm)

Fig. 7 Left – decarburization on unpainted section, right – decarburization on part with coating of water glass and graphite (scale 200 μm)

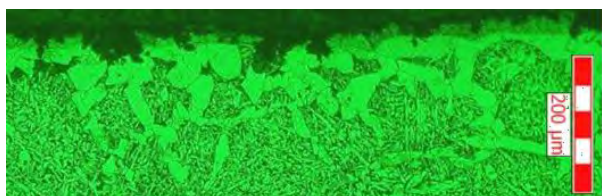
Oduhličení u části sochoru s nátěrem směsi šamotu a boraxu bylo značně odlišné. Jednalo se spíše o velmi slabé oduhličené síťoví (opět oblast O), viz obr. 8. Přestože je oduhličení jen nepatrné (cca 0,05 mm) a ve skutečnosti by zákazníkovi nemuselo způsobovat žádné problémy, bylo nutné jej brát v úvahu.



Obr. 8 Oduhličená oblast na části s nátěrem šamotu a boraxu - detail (měřítko 20 μm)

Fig. 8 Decarburized area on the part with coating of chamotte and borax – detail (scale 20 μm)

Vyskytly se však i oblasti, kde byla hloubka oduhličení větší. Obr. 9. znázorňuje oblast B a oduhličení sahá až do hloubky 0,2 mm. Toto oduhličení bylo způsobené pravděpodobně porušením nátěrové vrstvy, např. otěrem.



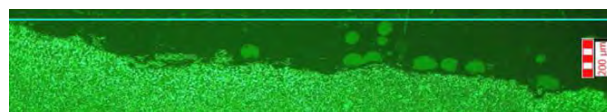
Obr. 9 Oduhličená oblast na části s nátěrem šamotu a boraxu (měřítko 200 μm)

Fig. 9 Decarburized area on the part with coating of chamotte and borax (scale 200 μm)

2.6 Výsledky metalografického zkoumání zaválcovaného nátěru

Na metalografické zkoušce byla naměřena hloubka jizvy 0,38 mm, pod kterou je oduhličení 0,45 mm. Tyto

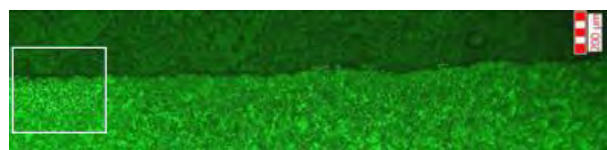
hodnoty jsou v každém případě neakceptovatelné. Částečný tvar jizvy zobrazuje obr. 10, kde světlá čára představuje imaginární pokračování optimálního povrchu kovu.



Obr. 10 Oduhličená oblast na profilu s nátěrem šamotu a boraxu pod jizvou (měřítko 200 μm)

Fig. 10 Decarburized area on the part with coating of chamotte and borax under scar (scale 200 μm)

Pro získání představy je na obr. 11 zobrazena struktura ze stejného vyválcovaného vzorku odebraného z místa bez povrchových vad. Profil je téměř bez oduhličení, lokální oblast s minimálním gradientem oduhličení do hloubky cca 0,2 mm je zobrazena ve čtverci.



Obr. 11 Minimálně oduhličená oblast na profilu s nátěrem šamotu a boraxu (měřítko 200 μm)

Fig. 11 Minimally decarburized area on the profile with coating of chamotte and borax (scale 200 μm)

Závěr

V příspěvku byl popsán provozní experiment, ve kterém se vzájemně porovnávaly nátěry sloužící k minimalizaci oduhličení s nenatřenými vzorky. Potvrdilo se, že nástřik vodního skla s grafitem má pouze částečnou účinnost a spíše než celkovou hloubku oduhličení pozitivně podporuje gradient oduhličení (v experimentu snižuje podíl feritické oblasti). Dá se ale očekávat, že s případným prodlužováním doby ohřevu se bude gradient i hloubka oduhličení srovnávat s nenatřeným povrchem.

Jako účinný lze z hlediska ochrany kovu v pecní atmosféře hodnotit nátěr ze směsi šamotu a boraxu, s jehož aplikací bylo dosaženo velmi nízkých či nulových hodnot oduhličení a velmi nízký byl také celkový gradient úbytku uhlíku. Místy se na vzorcích také našlo souvislejší oduhličení, pravděpodobně v důsledku porušení nátěrové vrstvy otěrem nebo špatným nanášením. Zároveň ale nelze nátěr se 100% jistotou odstraňovat běžně dostupnými zařízeními, jako jsou lamače okují nebo vysokotlaký ostřík, a tím pádem není možné eliminovat výskyt povrchových vad způsobených zaválcovaným nátěrem. Z výše uvedených důvodů nelze ani jeden z nátěrů doporučit. V případě potřeby válcovat profily téměř bez oduhličení bude nutné použít indukční ohřev.

Literatura

- [1] MITURA K., *Přehled činitelů ovlivňujících nebo omezujících vznik nežádoucího oduhličení povrchu ocelových výrobků*, Hutnické aktuality VÚHŽ, číslo 8, 1974, Dobrá

- [2] TORKAR M., JAKLIČ T., GLOGOVAC B., *High temperature protective coating for CC billets*, Continuous casting of Billets, str. 233 – 240, 1999, Třinec
- [3] KILEEVA A.I., POTOSKUEVA D.I., SAGARADZE D.I., *Prevention of decarburization with an enamel coating*, Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov, číslo 10, str. 68 – 70, 1975, Ural
- [4] POTĚMKIN K.D., NAGOVKIN V.V., a spol., Bjull, číslo 2, 1967
- [5] CHVOSTEK, J., *Atlas kalibrací*, VÚHŽ, 2010, Dobrá

Válcování pásů z tenkých bram

High-quality hot strip production from thin slabs at Essar Steel in India. Metallurgical Plant and Technology 2013, č. 3, s. 30-36

Jeden z největších indických výrobců ploché oceli, Essar Steel India, objednal v roce 2007 u společnosti SMS Siemag dvě pece typu Conarc po 200 t a tři dvojité pánvové pece. Díky této nové ocelárně dosáhla ocelárna v městě Hazira roční výrobnost 10 mil. t. Pece Conarc mají roční výrobnost 5 mil. t. Většina oceli z těchto pecí se odlévá do tenkých bram na zařízení CSP a hned se válcuje. Ze zbytku oceli se odlévají bramy obvyklých rozměrů.

Od r. 2011 jsou v provozu dvě zařízení pro odlévání tenkých bram. Odlévá se vertikálně. Odlitá tenká brama se pak ohýbá do horizontálního směru. Provádí se redukce tloušťky bramy s tekutým jádrem. Krystalizátor je vybaven automatickým hlídáním výšky hladiny. Odlévají se bramy o tloušťce 55 až 80 mm. Metalurgická délka odlévacího zařízení je 8 065 mm a má 4 segmenty. Roční výrobnost dvou současných proudů je 2,5 mil. t pásu válcovaného za tepla. Po vybudování třetího zařízení se výrobnost zvýší na 3,5 mil. t a půjde o největší provoz tohoto druhu na světě.

Odlité bramy procházejí tunelovou pecí, za kterou následuje vysokotlaké vodní odstraňování okují a pak se válcují v jednom spojitém pořadí tvořeném sedmi stolicemi. Stolice jsou typu CVC plus, mají osový posuv válců k eliminaci průhybu. Stavění válců je hydraulické a rovněž napínače smyček jsou ovládány hydraulicky. Prvé dvě stolice jsou stavěny na tlak 45 MN, další dvě stolice jsou konstruovány na tlak 42 MN a poslední tři na tlak 32 MN. Za chladníkem jsou dvě navíječky. Trať má automatické řízení X-Pact. Válcované pásy mají tloušťku 1,0 až 25,0 mm a šířku 850 až 1 680 mm. Zpracovávají se uhlíkové oceli s nízkým, středním i vysokým obsahem uhlíku, křemíkové oceli, oceli na trubky a dvoufázové oceli. Tunelové pece slouží též ke shromažďování bram odlévaných v době, kdy se na trati mění válece.

Celé zařízení se poměrně rychle zaběhlo. Po 16 měsících provozu bylo v jedné lící sekvenci průměrně sedm taveb. Nejdelší lící sekvence měla 18 taveb. Časové využití kontilití bylo 80%. Využitím je míněn podíl doby, kdy je ocel v krystalizátoru. Využití kovu při kontilitě je 98,6 %. Lití jedné pánve trvá průměrně 70 minut. Průměrná rychlost lití je 5 m/min.

Náběh celého zařízení byl velmi úspěšný. Přičítá se to tomu, že celé zařízení pochází od jednoho dodavatele.

L J

Vývoj opravného navařování velkých kovacích zápustek vyrobených z materiálu 56NiCrMoV7

Development of Repair Welding Procedure for Large Forging Dies from 56NiCrMoV7 Steel

Ing. Michal Duchek¹, Ing. Pavel Šuchmann¹, Ing. Miroslav Majer², Ing. Luca Giamberini³

¹COMTES FHT, Průmyslová 995, 334 41 Dobřany, Česká republika

²CPF, Tylova 1/57, 301 00 Plzeň, Česká republika

³DG Weld, Via Pavia 7, 21049, Tradate, Italy

Opravné svary jsou běžně používanou technologií renovace kovacích zápustek. Výhody jsou zřejmé, finanční úspora a také mnohdy lepší mechanické vlastnosti než původní zápustka. Většina firem se specializuje pouze na malé a střední zápustky, kde jsou svařovací podmínky snadno dodržitelné. Tento příspěvek se zabývá opravným svařováním velkých kovacích zápustek. Hlavní důraz je kladen na vývoj nového typu svařovacího materiálu a vhodných svařovacích postupů. Zkušební návary byly zkoušeny na materiálu 56NiCrMoV7, který firma CPF používá pro výrobu velkých kovacích zápustek. Zkoušky se prováděly na zkušebních vzorcích, do kterých byla vyfrézována drážka. Tato drážka simulovala vybroušenou prasklinu, která byla následně zavařena. Na těchto vzorcích se pak v jednotlivých oblastech provedla metalografická analýza sledující kvalitu svaru, průběh tvrdosti a zkouška rázem v ohybu. Průběžné výsledky ukazují dobré mechanické hodnoty nového materiálu a i dobře zvolené parametry režimů svařování.

Klíčová slova: opravné svařování, kovací zápustky, nástrojová ocel

Repair welding is a routinely used process for rebuilding of forging dies. Its advantages are obvious, comprising cost savings and, quite often, better final mechanical properties than those of the original die. Most companies specialize in rebuilding of small and medium-sized dies where welding specifications are easy to meet. By contrast, welding of large forging dies requires extensive experience and is accompanied by considerable process difficulties. As a consequence, such repair operations are costly as well. This paper explores the process of repair welding of large forging dies. It deals, in the first place, with the development of a new type of filler material and with designing of appropriate welding procedures. It is the use of a suitable filler material delivering good mechanical properties at as favourable cost as possible, which is the key to further commercial applications. Trial weld deposits were applied to 56NiCrMoV7 steel grade, which is used by the CPF company for making large forging dies. The tests were conducted on specimens with a milled groove. The groove represented a ground-off crack location to be filled by welding to the original surface level. The specimens were examined by metallographic techniques to map the weld quality. Hardness profile measurement and notch impact tests provided data on their basic and most important mechanical properties. Results obtained to date indicate good mechanical properties of the new material and favourable effects of the process schedules.

Keywords: repair welding, forging dies, tool steel

Většina kováren využívá opravné svařování k renovaci použitých nebo prasklých zápustek. Většinou se však jedná o zápustky menších rozměrů. Důvod je praktický, menší zápustka se snadno předejde, a tím je docíleno lepších výsledků. U velkých zápustek je předejde značně komplikovaný, což vyžaduje i náročnější technologický postup, a tudíž i potřebné zkušenosti [1]. Právě problematikou opravného svařování velkých zápustek se začala zabývat kovárna CPF, která chce touto cestou renovovat poškozené zápustky. Konsorcium projektu, který se tímto tématem zabývá, tvoří česká společnost COMTES FHT a.s., CPF a italská firma DG Weld, která má bohaté zkušenosti v oblasti renovace zápustek. Hlavním cílem je vývoj

nového materiálu pro svařování těchto velkých zápustek a zároveň vytvoření svařovacích předpisů.

Základním materiálem pro svařovací zkoušky byla zvolena ocel o jakosti 56NiCrMoV7, jako svařovací materiál INCONEL 625 (tab. 2) a materiál vyvinutý firmou DG Weld WM 625 (tab. 1). Zvolené svařovací parametry jsou uvedeny v tab. 3 [2].

Svarová výplň byla zkoušena na vzorcích o rozměrech 180x90x150 mm s „V“ vrubem o hloubce 80 mm. Z těchto vzorků pak byla odebrána zkušební tělesa pro zkoušku rázem v ohybu a metalografickou analýzu.

Tab. 1 Materiál WM 525 – chemické složení

Tab. 1 WM 525 material: chemical composition

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	P	S	Fe
0,062	1,641	0,187	1,163	1,845	0,817	0,128	0,0133	0,0079	94,03

Tab. 2 Materiál Inconel 625 – chemické složení

Tab. 2 Inconel 625: chemical composition

Ni	C	Mn	Si	Cr	Mo	Fe	Cu	Nb+Ta	S	P
62,22	0,029	0,20	0,31	22,37	8,71	1,91	0,01	3,79	0,03	0,004

Tab. 3 Parametry svařování

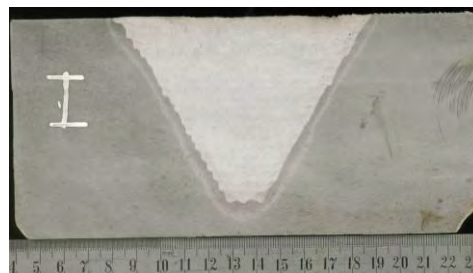
Tab. 3 Welding parameters

Návar, svar	Svařovací materiál	Pozice svařování	Svařovací proces	Parametry svařování	Tepelné zpracování
Svar č. 1	WM 525	Vodorovně	Robot Fronius pulzní oblouk	250 A 26 V	Žihání na snížení pnutí 575 °C
Svar č. 2	WM 525	Vertikálně	MIG manuální	290 A 28 V	Žihání na snížení pnutí 575 °C
Svar č. 3	WM 525	Vodorovně krokem	MIG manuální	300 A 30 V	Žihání na snížení pnutí 575 °C
Svar č. 4	Inconel 625	Vertikálně	Manuální pulzní	260 A 28 V	Bez TZ
Svar č. 5	Inconel 625	Vodorovně	Manuální pulzní	280 A 29 V	Žihání na snížení pnutí 575 °C

Metalografická analýza

Na všech vzorcích byly provedeny makro a mikrosnímky, které ukázaly velikost tepelně ovlivněné oblasti (TOO) a jednotlivé změny ve struktuře svařového spoje. Tyto analýzy ukázaly pro všechny použité materiály prakticky totožné výsledky, z tohoto důvodu je zobrazen pouze svar č. 1.

Na obr. 1 je zobrazen makrosnímek s viditelnou TOO. Obr. 2 pak zobrazuje oblasti mikrosnímků. Na hranici mezi svarem a materiálem 56NiCrMoV7 byl detekován velmi hrubý martenzit (obr. 3). Uprostřed tepelně ovlivněné oblasti se vyskytovala velmi jemná perlitická struktura, Obr. 4. Na hranici TOO a základního materiálu byla taktéž perlitická struktura (obr. 5).



Obr. 1 Makrosnímek svaru č. 1 – po naleptání je zvýrazněna tepelně ovlivněná oblast a hranice svaru

Fig. 1 Macrograph of the weld No. 1 – Heat-affected zone and the boundary of the weld revealed by etching



Obr. 2 Svar č. 1 – tepelně ovlivněná oblast mezi svarem a 56NiCrMoV7, celkový pohled, jednotlivé oblasti jsou zobrazeny na snímcích obr. 3 až 5.

Fig. 2 Weld No. 1 – The heat-affected zone between the weld and the 56NiCrMoV7 steel; general view; marked areas are shown in Figs. 3 to 5.



Obr. 3 Svar č. 1 – hranice mezi svarem a materiálem 56NiCrMoV7, velmi hrubý martenzit.

Fig. 3 Weld No. 1 – Boundary between the weld and the 56NiCrMoV7 material, very coarse martensite.



Obr. 4 Svar č. 1 – velmi jemná homogenní perlitická struktura.

Fig. 4 Weld No. 1 – Very fine homogenous pearlitic microstructure.

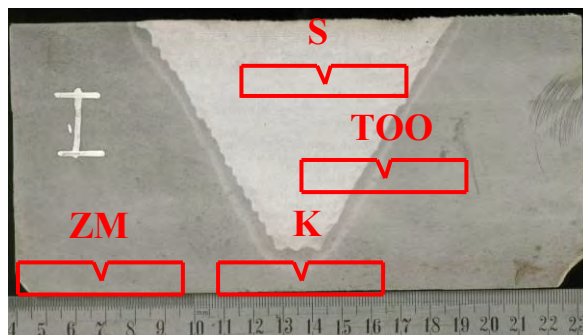


Obr. 5 Svar č. 1 – perlitická struktura (výchozí stav oceli 56NiCrMoV7).

Fig. 5 Weld no. 1 – Pearlite (as-received condition of the 56NiCrMoV7 steel).

Mechanické zkoušky

Pro porovnání základních mechanických vlastností byla zvolena zkouška tvrdosti HV10 a zkouška rázem v ohybu. Vzorky pro zkoušku rázem v ohybu byly odebrány ve 4 místech, obr. 6. Výsledky z této zkoušky jsou uvedeny v tab. 4. Profil tvrdosti ukazuje změny tvrdosti mezi svarem a základním materiálem (obr. 7).



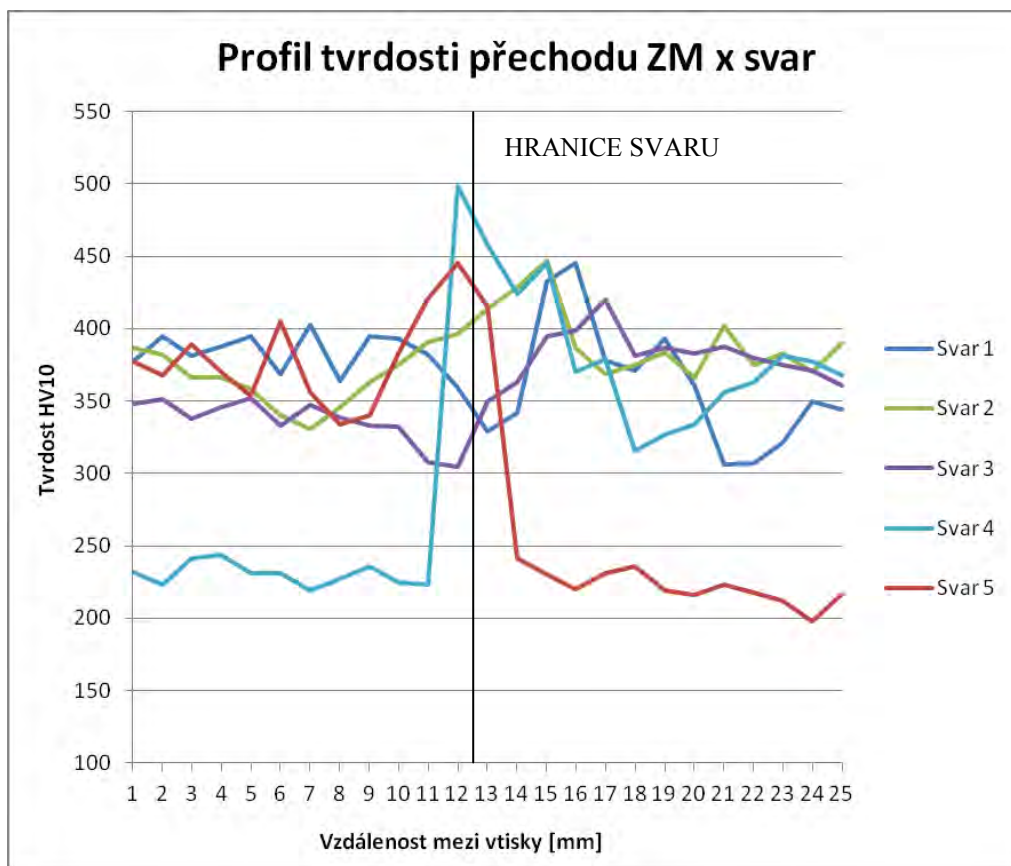
Obr. 6 Místa odběru vzorků pro zkoušku rázem v ohybu

Fig. 6 Locations for taking specimens for impact testing

Tab. 4 Výsledky zkoušky rázem v ohybu

Tab. 4 Results of impact testing

Vzorek	KCV (J/cm ²)
ZM	20,8
TOO - svar 1	21,3
TOO - svar 2	15,3
TOO - svar 3	11,5
TOO - svar 4	56,1
TOO - svar 5	55,3
S - svar 1	12,3
S - svar 2	13,4
S - svar 3	24,5
S - svar 4	110
S - svar 5	145,7
K - svar 1	7,2
K - svar 2	14,3
K - svar 3	11,8
K - svar 4	127,7
K - svar 5	75,8



Obr. 7 Profil tvrdosti
Fig. 7 Microhardness profile

Diskuse

V provedených metalografických analýzách nebyly nalezeny žádné vady způsobené nevhodným svařováním. Ze získaných průběhů tvrdosti vyplývá, že nejnižší gradient tvrdosti vykazují svary č. 2 a 3 (tj. svařovací materiál WM 525, metoda MIG). Prudký nárůst tvrdosti v TOO, který je nežádoucí, vykazují svary č. 4 a 5 (tj. svařovací materiál Inconel).

Zkoušky vrubové houževnatosti zmapovaly celý průřez zkoušeného vzorku. Základní materiál vykazoval KCV 20,8 J/cm². Nejbližší hodnoty vůči ZM vykazovaly svary se svařovacím materiálem WM 525. V oblasti svaru tyto hodnoty vykazoval svar provedený metodou MIG vodorovně, a to, 24,5 J/cm² (svar č. 3). V oblasti TOO to byl svar provedený vodorovně pomocí Robot Frenius (svar č. 1) a v kořeni svaru pak svar č. 2, tedy metoda MIG vertikálně. Nejhorší výsledky mechanických vlastností vykazovaly svary z Inconelu. Předpoklady neukázaly získání lepších výsledků u dražšího materiálu Inconel, právě naopak. Dosavadní výsledky ukázaly, že je nutné, aby se další zkoušky a porovnání těchto dvou materiálů prováděly přímo na kovacích zápustkách.

Závěr

Na vzorcích z oceli 56NiCrMoV7 byly provedeny analýzy 5 druhů výplňových svarů. Zkoušeny byly dva naprosto rozdílné svařovací materiály, Inconel 625 a materiál WM 525 vyvinutý firmou DG Weld.

Z porovnání daných výsledků vyplývá, že lepší výsledky vykazoval materiál WK 525, a to jak ve všech svařovacích parametrech, tak po ekonomické stránce.

Problematika opravného svařování velkých kovacích zápustek byla řešena v rámci projektu EUREKA 6743 REPAIRWELD „Vývoj nových metod oprav velkých kovacích zápustek pomocí speciálních postupů svařování“.

Literatura

- [1] Repair and Maintenance Welding Handbook, Second Edition, s. 402, 77 GÖTEBORG SWEDEN
- [2] Wood C. a kol., Codes of Best Forging Practice, Welding of Dies, Capilla, UK.

Comparison of the Deformation Properties of High Strength Steel Sheets

Porovnanie deformačných vlastností vysokopevných ocelových plechov

prof. Ing. Emil Evin, CSc.¹, Ing. Stanislav Németh¹, Ing. Vladimír Semjon¹

¹Technical University of Košice, Faculty of Mechanical Engineering, Department of Technologies and Materials, Letná 9, 042 00 Košice, Slovenská republika

The present automobile production requires the definition of restrictive criteria for prediction of characteristics of technological processes for production of automotive body components made of sheet metal blanks and characteristics of safety at collision with another object. The following factors are important for survival of passengers at collision with another object: amount of space for survival of passengers and amount of overloading of human body. The article presents the methodology for specification of the effects of material properties concerning overloading of human organism. Overloading depends on the geometry of the components, on the intensity of consolidation and limit value of downsizing of automotive body components – deformation track. Proposed criteria are analyzed with use of the following sheets: made of microalloyed steel H220PD + Z100MB, TRIP steel RAK 40/70 + Z100MB0, duplex stainless steels, austenitic steel DIN 1.4301 and deep-drawing steel DX 54. For prediction of limit values for downsizing the vehicle, the forming limit curves were specified with tensile test performed on the samples with different radiuses of notches. Derived relations enable prediction of contribution of strengthening in dependence on the material properties. The results obtained suggest that the austenitic steel has a good ability of energy absorption and deceleration. Austenitic steels are suitable for components of the deformation members in the zone of frontal impact.

Keywords: material properties, forming limit curve, deformation grid, samples with notched, prediction, frontal impact

V súčasnej automobilovej výrobe sa vyžaduje definovanie obmedzujúcich kritérií pre predikciu technologických charakteristík procesov výroby komponentov karosérií z prístrihov plechov a charakteristík bezpečnosti pri zrážke s iným subjektom. Pre prežitie pasažierov pri zrážke s iným subjektom sú dôležité: veľkosť priestoru na prežitie cestujúcich a veľkosť preťaženia ľudského organizmu. V článku je prezentovaná metodika stanovenia vplyvu materiálových vlastností na preťaženie organizmu. Preťaženie je závislé na geometrii komponentov, na intenzite spevňovania a limitnej hodnote skrátenia komponentov karosérie - deformačnej dráhe. Navrhované kritéria sú analyzované na plechoch: z mikrolegovanej ocele H220PD+Z100MB0, z TRIP ocele RAK 40/70+Z100MB0, z antikorošnej duplexnej ocele, z austenitickej ocele DIN 1.4301 a z hlbokoťažnej ocele DX 54. Pre predikciu limitných hodnôt skrátenia vozidla boli ťahovou skúškou na vzorkách s rôznymi polomeri vrubov stanovené krivky medzných deformácie. Odvodené vzťahy umožňujú predikovať príspevok spevnenia v závislosti na materiálových vlastnostiach. Z dosiahnutých výsledkov vyplýva, že austenitická ocel má dobrú schopnosť absorpcie energie a spomalenia. Austenitické ocele sú vhodné pre komponenty deformačných členov zóny čelného nárazu. Dosiahnuté výsledky indikujú, že medzi vypočítanými kritickými hodnotami deformácie pre rovinný deformačný stav vypočítané podľa vzťahu Keeler – Braziera a nameranými sú väčšie rozdiely ako je stredná kvadratická odchýlka. Väčšie odchýlky boli zaznamenané u nestabilných austenitických ocelí s výrazným TRIP efektom ako u klasických ocelových plechov. Vzťah Keeler-Braziera, ktorý je založený na popise vplyvu exponenta deformačného spevnenia na polohu FLD0 v diagrame medzných deformácií, je potrebné podrobiť analýze. Exponent deformačného spevnenia u materiálov s TRIP efektom nie je konštantný v celom intervale rovnomernej plastickej deformácie.

Kľúčové slová: materiálové vlastnosti, krivka medzných deformácií, deformačná sieť, vzorky s vrubom, predikcia, čelný náraz

Ecological requirements arising from the social and legal environment (environmental protection and rational use of mineral resources), need to be combined with the increasing customer demands for car convenience and safety. In order to improve safety, or to reduce the risk of serious and fatal injuries of passengers in case of an accident, there were issued the standards FMVSS 214, EU 96/27/EC were issued, as well as other tests, SINCAP (Side Impact New Car Assessment Program), NCAP, OFFCAP. When

customers buy a car they can use these tests to compare the security features of individual types of cars.

Key criteria for survival of the passengers at collision with another object are the following: the size of the residual space for passenger congestion and the size of the human body impact. Every car producer respects the RCAR differently, and so we can observe different market designs of deformation members. If the car body meets certain amount of protection,

components of deformation zones must absorb sufficient kinetic energy at impact.

For the survival of the passengers at collision with another object, it is necessary to prevent that collision objects (car components, tree, pole, etc.) do not penetrate into the cabin. This means that the cabin space needs to be perfectly tough and firm. Assurance of this requirement depends on the strength and deformation characteristics of the components of automotive body structure. The effectiveness of these components can improve the design of an appropriate structure and appropriate choice of material. The structure of the component deformation zones may consist either of several components (parts) of different types of steel sheet or of one component (part) consisting of high strength steel or of several different high-strength steel sheets with different thickness and strength joined by laser welding (tailored blanks) [1, 2, 3, 4].

Due to the limited extent of the paper, the attention has been focused on the conditions of congestion (vehicle deceleration at impact) of the human body at frontal collision. When defining the criteria for selection of the material, it is possible in this case to assume that the kinetic energy E_k at the moment of impact is equal to the deformation work W_{pl} [5].

$$E_k = W_{pl} \quad (1)$$

or

$$\frac{1}{2}mv_0^2 = \int_0^{\Delta L_{max}} F(\Delta L, \Delta v) \Delta L \quad (2)$$

If we express the deformation work from the tension diagram of dependence of the actual stress on the deformation as the area under the curve of actual stress on the deformation, we get:

$$W_{pl} = V_0 \frac{K(\varepsilon_r - \varepsilon_{0,2\%})^{n+1}}{n+1} = F \cdot \Delta L_{max} = m \cdot a \cdot \Delta L_{max} \quad (3)$$

Where Re = the yield strength of the material, Rm = tensile strength, k = degree of security depending on the strain diagram, K = material constant, $\dot{\varepsilon}_{0,2\%}$ = strain at yield, $\dot{\varepsilon}_{rmax}$ = maximum uniform deformation, ΔL_{max} = maximum value of compression or slip of the deformation member, V_0 – volume of small element, n – strain-hardening coefficient, F – force in crash, m – mass, v – rate, a – deceleration.

After adjustment of the equation (3) we obtain deceleration (overloading), depending on the dimensions and material properties of components for the frontal impact deformation zone.

$$a_i = V_0 \frac{K(\varepsilon_r - \varepsilon_{0,2\%})^{n+1}}{m \cdot (n+1) \varepsilon_r \Delta L_{max}} \quad (4)$$

When pressing the strain members by the value greater than ΔL_{max} , loss of stability occurs in the zone of frontal

impact in critical points of strain members (their contraction or rupture) accompanied by an impact of stronger and tougher components (engine, gearbox, etc.) of the vehicle to an obstacle.

The critical value ΔL_{max} of deformation members compression in a plane deformation state can be determined from the maximum uniform strain (FLD0) in deformation $\varepsilon_2 = 0$, $\Delta L_{max} = FLD.L_0$ - Fig. 1 and 2.

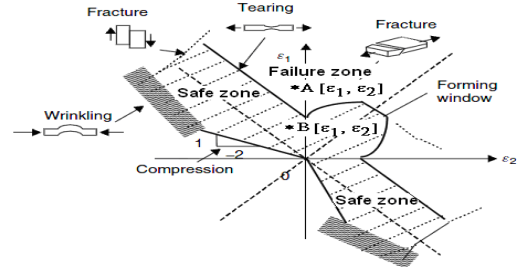


Fig. 1 Forming limit diagram [6]
Obr. 1 Diagram medzných deformácií [6]

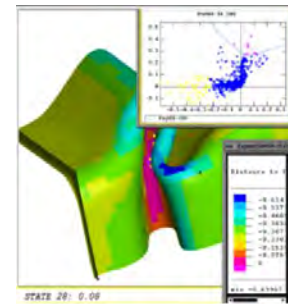


Fig. 2 Result of FEM simulation of beam compression
Obr. 2 Výsledok FEM simulácie stlačenia nosníka

Program of experimental research and achievements

For experimental research aimed at determination of the forming limit curve the following types of steel sheets were used: H220PD + Z100MB0 - microalloyed steel sheet (in the text referred as material A), RAK 40/70 + Z100MB0 - TRIP steel sheet - B, sheet duplex stainless steel C-steels, austenitic steel sheet DIN 1.4301 - D and galvanized sheet from deep drawing steel DX 54 - E.

Material properties: yield strength, modulus of elasticity, material constant, deformation strengthening exponent, the maximum uniform strain and forming limit curves were determined by tensile test in accordance with ISO 6892-1, ISO 10113:2006 (test coefficient of normal anisotropy) and ISO 10275: 2007 (test deformation strengthening exponent).

Forming limit curves of investigated materials were experimentally determined by tensile test with the following notch radiuses on the samples $r = 2, 15$ and 25 mm - Fig. 3. By changing the notch radiuses we modelled various loading conditions that were necessary for constructing the left side of the diagram of forming limit curves. Notch radiuses on the samples were made by electro-sparking method and they were applied to the

surface by electrochemical etching of the deformation grid with diameter of 2 mm.

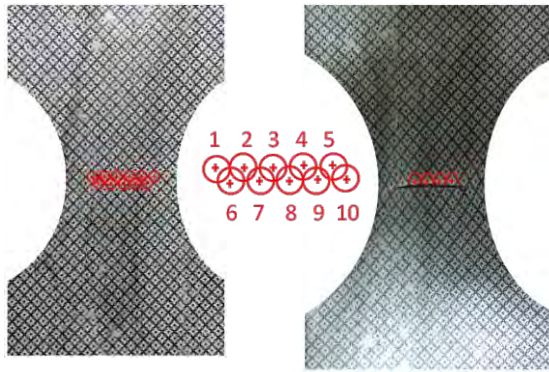


Fig. 3 Sample with deformation grid before deformation and after deformation (with crack)

Obr. 3 Vzorka s deformačnou sieťou pred deformáciou a po deformácii (s trhlinou)

Accurate and objective determination of the beginning of contraction is difficult, that's why the process of the whole test was recorded by a CCD camera.

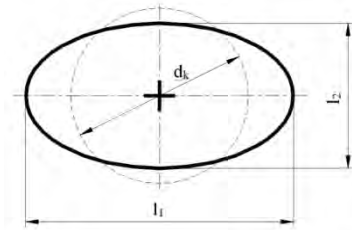


Fig. 4 Evaluation of elements of the deformation grid
Obr. 4 Vyhodnotenie elementov deformačnej siete

Dimensional changes of the deformation grid before and after deformation were evaluated. Grids lying side by side in ten locations of refraction were evaluated before deformation and after deformation, from the video recording of the deformation grid using Matlab. From the measured results the average strain values ε_1 and ε_2 in the plane of the plate and standard deviation – STDEV were calculated with use of the following equations:

Tab. 1 Measured values of deformation on the samples with notch radiuses

Tab. 1 Namerané hodnoty deformácií na vzorkách s polomerom vrubu

Material	Deformation in the plane of the sample	Notch radiuses			STDEV	FLD0	FLD0 calculated by relationship (8)
		R 2 [mm]	R15 [mm]	R25 [mm]			
H220PD+Z10OMB0 – A	ε_1	0.22	0.3	0.31	0.03	0.2	0.39
	ε_2	-0.02	-0.01	-0.1	0.01	0	0
TRIP -B	ε_1	0.18	0.25	0.26	0.03	0.2	0.47
	ε_2	-0.018	-0.06	-0.07	0.01	0	0
duplex stainless steel sheet – C	ε_1	0.21	0.29	0.30	0.03	0.2	0.33
	ε_2	-0.01	-0.08	-0.11	0.01	0	0
austenitic steel sheet DIN 1.403 – D	ε_1	0.54	0.77	0.82	0.03	0.49	0.81
	ε_2	-0.028	-0.17	-0.20	0.01	0	0
DX 54Z –E	ε_1	0.49	0.43	0.35	0.04	0.32	0.4
	ε_2	-0.2	-0.13	-0.04	0.1	0	0

$$\varepsilon_1 = \frac{l_1 - d_K}{d_K} \quad (5)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{l_2}{d_K} \quad (6)$$

and standard deviations were calculated from the mean values:

$$STDEV = \sqrt{\frac{\sum (\varepsilon_i - \bar{\varepsilon})^2}{n}} \quad (7)$$

where ε is the average value of the relative deformation and n is the number of measurements – Fig. 4.

As mentioned above, in the event of a frontal impact when local narrowing appears, plastic instability occurs at the ultimate tensile strength $\varepsilon_{1r, max}$.

In critical points of the deformation members the stronger and tougher components (engine, gearbox, etc.)

hit the obstacle, which consequently leads to a big overload of the body.

Keeler a Brazier [7,8,9] proposed an empirical relationship calculate for calculation of the critical value of deformation ε_{10} , or FLD0 for plane stress-strain states ($\varepsilon_2=0$)

$$\varepsilon_{10} = FLD0 = (23.3 + 14.3a_0) \frac{n}{0.21} \quad (8)$$

FLD0 value is determined as an intersection of the experimentally measured deformation ε_{1max} depending on the deformation ε_2 in deformation $\varphi_2 = 0$. The largest value was recorded at FLD0 materials available and suitable for the material C.

For $\varepsilon_2 < 0$ the curve on the left of the forming limit diagram is calculated:

$$\varepsilon_{1L} = FLD0 - \varepsilon_2 \quad (9)$$

These relationships are used in numerical simulations to predict marginal deformations in a plane plate in the thickness direction. From the equation (9) follows the relationship specifying that position FLD0 depends on deformation strengthening exponent and on the sheet thickness. The achieved results suggest that significantly greater differences exist in the case of unstable austenitic steels with TRIP effect are between the measured and calculated values - tab. 1

The accuracy of the FLD0 prediction and forming limit diagram for deformation statuses with $\varepsilon_2 < 0$ affects the accuracy of the results of numerical simulations for crash tests and also compressibility of the sheet. It follows from the equation (8) that position of FLD0 depends on the exponent of deformation strengthening and on the sheet thickness. Exponent of deformation strengthening in materials with TRIP effect is not constant throughout the interval of uniform plastic deformation. Therefore, it is necessary to analyze the relationship very precisely.

If we assume that the structure and geometry of the components of deformation zones are the same, then the requirements to the vehicle safety and environmental requirements can be varied by material composition of automotive components. It is then possible to deduce the contribution of influence of the body overload at material innovation with the presumed unit ratio $c_1 \cdot V_0/m=1$ from the relation (4) based on material ;prsr only:

$$\Delta a_i = 1. \frac{K_r(\varepsilon_r - \varepsilon_{0.2\%})^{n+1}}{(n+1)\varepsilon_r \Delta L_{max}} \quad (10)$$

It follows from comparison of contribution of deceleration – Fig. 5 – that at frontal impact the components made of conventional deep-drawing austenitic steel DIN 1.403 show a gradual increase of an overload of the body, while TRIP steels show rapid increase of an overload of the body. It is therefore possible to conclude that austenitic and TWIP steels are for the components designated for the zone of frontal impact more suitable than the TRIP steels.

Strain rate during a frontal collision is different than at the static tensile test. It is thus necessary to include into the relations used for prediction of the deformation limit also the index m of sensitivity to the strain rate.

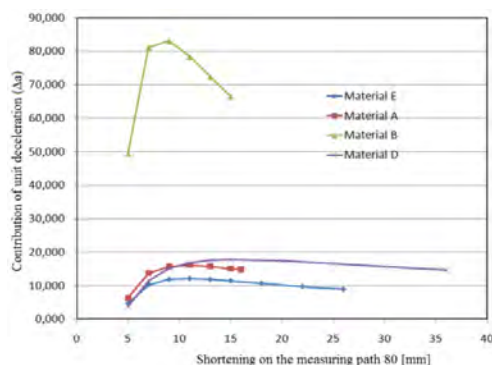


Fig. 5 Dependence of contribution of deceleration on the track
Obr. 5 Závislost' prispěvku spomalenia na dráhe

Summary

The achieved results can be summarized as follows:

1. Sheets from microalloyed steels, TRIP steels RAK 40/70 + Z10OMB0, stainless steel, duplex steel, austenitic steel DIN 1.4301 galvanized sheet steel deep-DX 54 were used for comparison of the deformation properties of steels with higher strength properties.
2. Tensile tests performed on the specimens with different notch radiuses modelled the deformation statuses in the left forming limit diagram. For planar deformation state deformation properties of investigated materials were compared, as well as their impact on overloading. The results obtained suggest that austenitic steels are best suited for the components of the deformation members in frontal impact zone.
3. The measured result indicate that it is appropriate to use the Keeler and Brazier empirical relation for prediction of critical values of deformation.

Acknowledgements

This paper was prepared with the support of the grant project VEGA 1/0824/12.

Literature

- [1] ČADA, R. (2001). *Formability of steel sheets*. Repronis, 2001 Ostrava, p.346, ISBN: 80-86122-77-8
- [2] DOUBEK, P., KOVÁRIK, I., SOLFRONK, P., KOLNEROVÁ, M.: *Rozložení deformace v okolí lomu křehkých materiálů při jednoosém zatěžování*. In: *Mezinárodní vědecká konference pořádaná u příležitosti 55 let založení Fakulty strojní, TU Ostrava*, 2005.
- [3] HOSFROFD, W. F. CADDEL, R. M.: *Metal Forming - Mechanics and Metallurgy*, third edition, Prentice Hall, Engelwood Cliffs, NJ 07632, 2007, p. 312.
- [4] Bílik, J., Tittel, V., Dobišová, M., Šuba, R.: *Formability of CP W 800 steel sheets*. In: *Research papers Faculty of Materials Science and Technology Slovak University of Technology in Trnava*. Vol.27, 2009, s.15÷2
- [5] EVIN, E.: *Design of dual phase steel sheets for auto body*. In: *Acta Mechanica Slovaca*, 2011, Vol. 15, No. 2, s. 42-48.
- [6] RAMAEKERS, J., A., H.: *a Criterion for Local Necking*. In: *6th Shemet*, Vol. 2, 1998, p. 343-354.
- [7] S. P. Keeler and W. G. Brazier, "Relationship between Laboratory Material Characterization and Press-Shop Formability", *Microalloying* 75, pp. 517-530.
- [8] HRIVNÁK, A. – EVIN, E.: *Lisovateľnosť plechov*. Košice : Elfa, 2004. - 223 s. : ISBN 80-89066-93-3.
- [9] EVIN, E., Tomáš, M.: *Comparison of Deformation Properties of Steel Sheets for Car Body Parts*. *Procedia Engineering*, Vol. 48, 2012, p. 115-122.

neželezné kovy a slitiny

Teplotní stabilita ultrajemné struktury Ti drátu připravené pomocí zařízení CONFORM

Thermal Stability of Ultra-fine Grained Titanium Wires Prepared by CONFORM Equipment

Ing. Tomáš Kubina¹, Ing. Josef Hodek, Ph.D.¹, Ing. Jaromír Dlouhý, Ph.D.¹, Ing. Michal Duchek¹

¹COMTES FHT, Průmyslová 995, 334 41 Dobřany, Česká republika

V současnosti se dostávají do popředí technologie využívající intenzivní plastickou deformaci (severe plastic deformation - SPD) s výslednou mikrostrukturou v řádu stovek nanometrů. Obvyklým omezením je malý objem zpracovaného materiálu. Jednou z možností jak zefektivnit výrobu je spojení kontinuálního protlačování způsobem CONFORM s technologií ECAP. V článku jsou popsány první zkušenosti se zaváděním této technologie na stroji CONFORM 315i se speciálně vyvinutou tvářecí komorou. Byl proveden provozní experiment, při kterém byl sledován vliv nastavení parametrů zařízení CONFORM na konečný strukturní stav získaného Ti drátu po prvním průchodu. Jako vstupní materiál byly použity tyče z technicky čistého titanu (CP – Ti) grade 2 s průměrem 10 mm. Parametrem ovlivňujícím zásadně celý proces je zde teplota v tvářecí komoře, která byla řízeně měněna z počátečních 500 °C na konečných 350 °C a také zařazení chlazení hned za výstup z tvářecí komory. Na vzorku odebraného z tvářecí komory bylo rovněž provedeno mikroskopické pozorování s dokumentováním změny charakteru mikrostruktury při průchodu nástrojem. Následně tak bylo možno porovnat tok materiálu tvářecí komorou s výsledky matematické simulace v podobě absolutní rychlosti pohybu materiálu.

Klíčová slova: CONFORM-ECAP, titanový drát, ultrajemná struktura, teplotní stabilita

Processes based on severe plastic deformation (SPD) that are capable of producing microstructures with sizes of the order of nanometres are gaining importance these days. Their typical limitation is the small volume of material processed. One of available ways for enhancing the productivity is to combine the CONFORM continuous extrusion process with the ECAP method. This paper describes initial experience with this combined process in the CONFORM 315i machine, which is equipped with a specially-designed forming die chamber. In the pilot experiment, the influence of the CONFORM set-up parameters on the resulting microstructure of Ti wire upon the first pass was examined. The feedstock was a titanium bar (CP – Ti grade 2) with 10 mm diameter. The crucial parameter of the process is the temperature of the die chamber. It was purposefully varied from the initial temperature of 500°C to the final one of 350°C. Cooling is an important aspect, as it takes place immediately upon the exit from the die chamber. Specimens taken from the product were examined using EBSD and their average grain size was measured. The finest grain with the size of 1.4 µm was achieved with the die chamber temperature of 350°C. The strength of the titanium bar after the first pass was 693 MPa. The yield strength increased from 354 MPa to 620 MPa. On the other hand, the impact toughness declined from 64.2 Jcm⁻² to 27.5 Jcm⁻².

Thermal stability of the processed Ti wire was also studied. The deformed UFG material and initial coarse grained titanium were then annealed at a range of temperature (400-600 °C) for up to 6 h. The microstructure evolution and the grain growth behavior were investigated by electron back scattered diffraction (EBSD) technique. The grain growth kinetics was characterized by calculating the grain growth activation energy Q and the time exponent n , based on the experimental results for both materials with different grain size. The value of Q for UFG titanium was found to be lower than the activation energy for raw titanium. The obtained values of Q were compared with the value reported for coarse grained pure titanium and also with the value of self diffusion activation energy of titanium.

Key words: CONFORM-ECAP, titanium wire, ultra-fine structure, thermal stability

V posledních 15 letech bylo vyvinuto velké množství Severe plastic deformation (Severe plastic deformation – SPD) procesů. Využívají se ke zjemnění zrna do nano oblasti obvykle mezi 100-400 nm. Pro průmyslové nasazení u těchto procesů chybí možnost dostatečné efektivnosti výroby ve větším objemu tvářeného materiálu. Tuto nevýhodu odstraňuje technologie CONFORM, která je dlouho známa a je průmyslově užívána ke kontinuální výrobě profilových součástí převážně z hliníku. Spojením obou technologií do jedné, kdy se využívá třecí síly na válcí ke vtlačování materiálu do pracovní komory zápustky s opakovaným průchodem se stává ECAP proces kontinuálním. Poprvé byl tento ECAP–Conform proces popsán pro přípravu komerčně čistého hliníku v podobě drátu v článku [1], kdy byly provedeny 1 až 4 průchody. Pro přípravu ultrajemnozrného titanu byl tento postup popsán v příspěvku [2], kde byl připraven drát o čtvercovém průřezu 7,2 x 7,2 mm s akumulovanou deformací $\epsilon = 6$ a následným přetažením do drátu o průměru 3 mm (celková akumulovaná deformace 7.9).

V tomto článku jsou popsány zkušenosti s výrobou kruhových tyčí z komerčně čistého titanu produkovaného technologií ECAP–Conform během prvního průchodu.

1. Experiment

Jako vstupní materiál byly použity tyče z technicky čistého titanu (CP – Ti) grade 2 s průměrem 10 mm. Chemické složení je uvedeno v tab. 1., naměřené pomocí optického emisního spektrometru Bruker Q4 Tasman a analyzátozem plynů Bruker G8 Galileo.

Tab. 1 Chemické složení vstupního materiálu, hm %

Tab. 1 Chemical composition of feedstock, wg. %

Fe	O	C	H	N	Ti
0,046	0,12	0,023	0.0026	0.0076	99,822

Titanové tyče byly zpracovány na zařízení CONFORM 315i do podoby „nekonečné“ tyče stejného průměru jako vstupní materiál. Mechanické vlastnosti za pokojové teploty byly stanoveny pomocí tahové zkoušky na vzorcích válcového tvaru s testovanou oblastí o délce 25 mm a průměru 5 mm. Dále byly provedeny zkoušky vrubové houževnatosti na vzorcích o průřezu 3x4 mm s V tvarem vrubu.

K stanovení teplotní stability byly odebrány vzorky z vstupního materiálu a z drátu po jednom průchodu strojem CONFORM. Výška vzorků byla cca 8 mm, průměr vzorku 10mm. Tyto vzorky byly isothermicky žíhány při teplotách 450, 500, 550 a 600 °C a dobách výdrže 200 s, 10 min, 30 min, 90 min, 3 h, 6 h. Žíhací teploty byly vybrány na základě výsledku teplotní stability ECAPovaných vzorků nalezených v literatuře [3,4].

Mikrostruktura deformovaných a žíhaných vzorků byla pozorována pomocí JEOL JSM 7400 FEG (field emission gun) SEM zařízení s EBSD (Electron Backscatter Diffraction) detektorem Nordlys (Oxford Instruments). Vzorky pro EBSD analýzu byly připraveny iontovým leštěním v přístroji JEOL SM-09010 Cross Section Polisher. EBSD pozorování bylo prováděno při 25kV, 15,5mm pracovní vzdálenosti rastru 500x500 bodů a velikosti kroku 0,1μm. Pro zobrazení a editaci EBSD map byl použit analytický software HKL Channel 5. Velikost zrna byla zjišťována průsečíkovou metodou (měřením úseků vytnutých zrna na pravoúhlé mřížce) dle ČSN EN ISO 643.

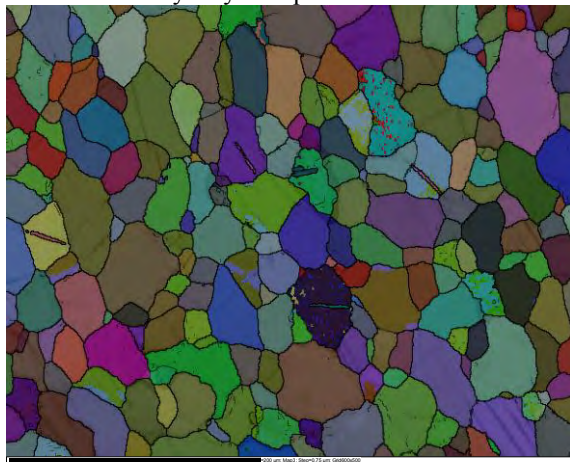
Pro určení vlivu deformace na roztažnost titanu a určení teplotního rozmezí zotavení byl použit horizontální dilatometr Linseis L75 Platinum series s komorou vzorku z Al_2O_3 a táhlem. Změna teploty byla měřena termočlánkem. Pro měření byly použity válcové vzorky o průměru 5 mm s délkou cca 20 mm. Jako ochranný plyn sloužil N_2 . Rychlost ohřevu byla 3K/min. do teploty 950 °C, pak pokles teploty rychlostí 20K/min. na 600 °C, a volné dochlazení na pokojovou teplotu. Pro pozorování zotavení byl použit heat-flux kalorimetr Linseis PT-1600, který je vybaven termočlánkem typu S. Měření bylo provedeno v ochranném plynu Ar s průtokem 600 ml/min. Vzorky byly umístěny v Al_2O_3 kelímcích s víčkem. Byly vyříznuty z tyčí s průměrem 5 mm, hmotnost vzorků se pohybovala okolo 41 mg.

2. Diskuse výsledků

2.1 Technologický experiment

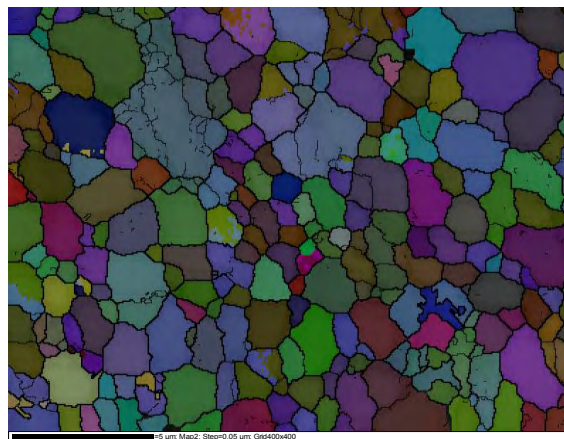
Mikrostruktura výchozího stavu je tvořena rovnoosými zrny s řídkým výskytem dvojčat (viz. obr. 1). Struktura po deformaci je tvořena dvěma typy struktury – rekystalizovaná rovnoosá zrna a malý podíl (do 15 %) zrn deformovaných, fragmentovaných malouhlovými hranicemi na subzrna. Výchozí i deformovaná struktura vykazují shodnou výraznou texturu. Roviny (1000) jsou uspořádány ve směru osy vzorku. Samotný technologický experiment, při kterém byl protlačován Ti drát zařízením CONFORM, byl postaven na změně základních parametrů, jako jsou otáčky oběžného kola, teploty tvářecí komory, chlazení za komorou apod. Parametrem ovlivňujícím zásadně celý proces je teplota v tvářecí komoře, která byla řízeně měněna z počátečních 500 °C na konečných 350 °C. Byly postupně odebrány vzorky odpovídající vybraným teplotám tvářecí komory. Při teplotě tvářecí komory 500 °C je mikrostruktura tvořena rovnoosými nedeformovanými zrny. Je patrná bimodálnost velikosti zrna. Průměrná velikost zrna je 1,9 μm. Ani v drobných ani ve větších zrnech není patrná deformační struktura. Při teplotě komory 450 °C je mikrostruktura obdobná, teplota je dostatečná pro zotavení/rekystalizaci struktury. Vliv chlazení není pozorován, zotavení/rekystalizace a případný růst zrn byl ukončen

ještě před zachlazením vzorku. Při teplotě komory 400 °C je již možné pozorovat menší podíl (10 – 15 %) deformovaných nerekrystalizovaných zrn. Při výstupu z tvářecí komory bylo aplikováno chlazení vodou.



Obr. 1 Mikrostrukturní stav vstupního materiálu
Fig. 1 Micro-structural state of the input material

Deformovaná zrna o velikosti max. 5x10µm jsou rozdělena malouhlovými hranicemi na subzrna. Průměrná velikost zrna je 1,9 µm.

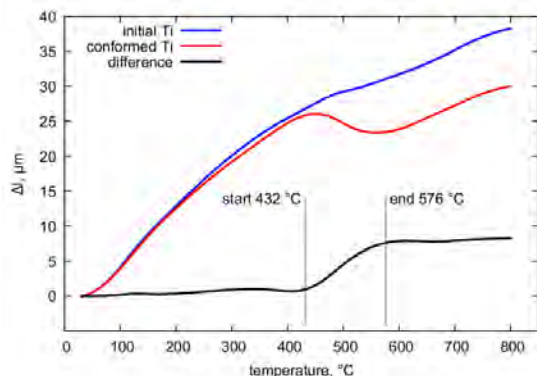


Obr. 2 Mikrostrukturní stav 1x conformovaného cp-Ti
Fig. 2 Micro-structural state of cp-Ti subjected to 1 pass through the Conform machine

Tab. 2 Mechanické vlastnosti a průměrná velikost zrna pro různé stavy CP-Ti
Tab. 2 Mechanical properties and average grain size for various states of CP-Ti

stav	R _{p0.2}	R _m	A _g	A ₅	Z	KCV	d
	MPa	MPa	%	%	%	Jcm ⁻²	µm
vstupní	354,3	470,4	9,3	32,3	64,2	64,2	5,2
1. průchod	620,1	693,5	12,0	26,3	55,7	27,5	1,4

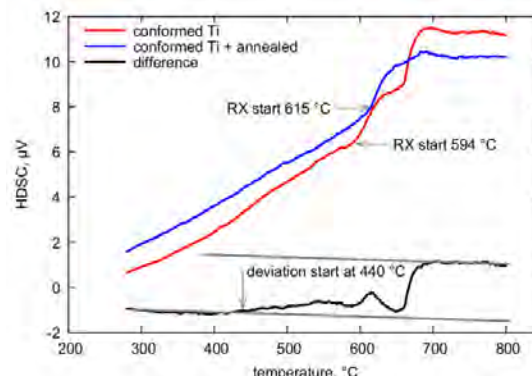
Na obr. 2 je mikrostruktura získána při teplotě komory 350 °C a chlazení vodou po výstupu z komory. Struktura je tvořena mírně protaženými deformovanými zrny, která však nemají vyvinutou substrukturu. EBSD analýza je provedena ve středu extrudovaného kruhového profilu. Plocha pro analýzu leží v rovině rovnoběžné s rovinou ohybu/toku materiálu v komoře Conformu. Na EBSD mapách je osa extrudovaného profilu rovnoběžná se svislým směrem. Velikost zrna byla určena na 1,4 µm. Takto zpracovaný titanový drát byl dále použit k žhacímu experimentu. Mechanické vlastnosti vstupního materiálu a Ti drátu po jednom průchodu při teplotě komory 350 °C je zachycen v tab. 2. Podle předpokladů došlo ke zvýšení meze kluzu a pevnosti. Kontrakce a tažnost, stejně jako vrubová houževnatost po prvním průchodu poklesly.



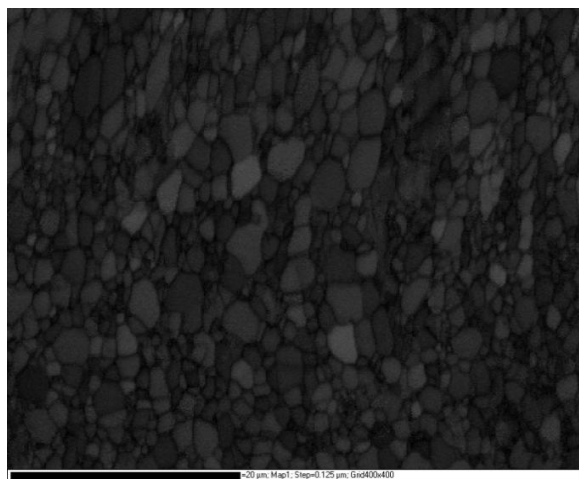
Obr. 3 Závislost změny délky na teplotě pro rozdílné stavy cpTi.
Fig. 3 Dependence of the change of length on the temperature for different states of cpTi

2.2 Výsledky termických analýz

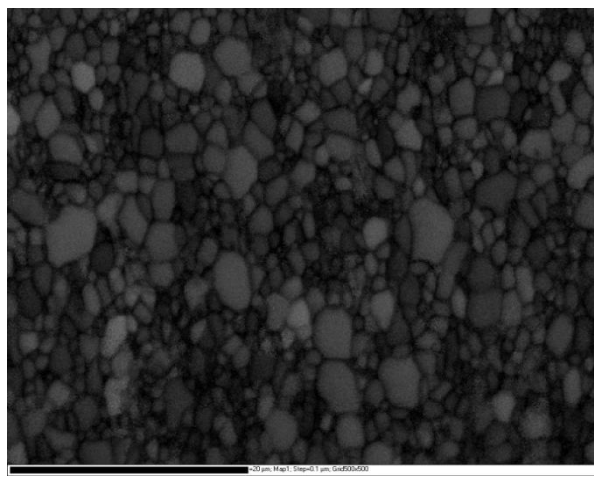
Výsledky dilatometrických měření byly zpracovány pomocí vyhodnocovacího software Linseis data evaluation (obr. 3). Vzorek zpracovaný jedním průchodem strojem CONFORM vykazoval pokles roztavnosti, který je vysvětlitelný anihilací dislokací a odstraněním napětí z mřížky. V původním, vyžháném vzorku nezátženém deformací tento jev nebyl pozorován. Tím se vylučuje možnost přítomnosti fázové přeměny. Z vypočteného rozdílu ve změně délky mezi původním a deformovaným vzorkem lze odhadnout, že teplotní oblast s výrazným rozdílem změny délky vlivem zotavení struktury je v rozmezí 432 – 576 °C.



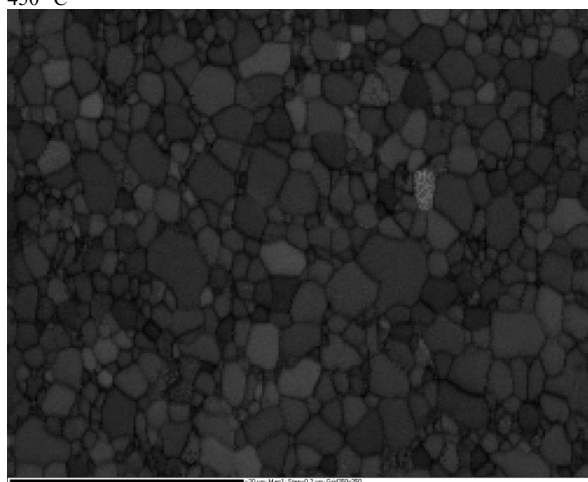
Obr. 4 Závislost tepelného toku na teplotě.
Fig. 4 Dependence of the heat flow on the temperature



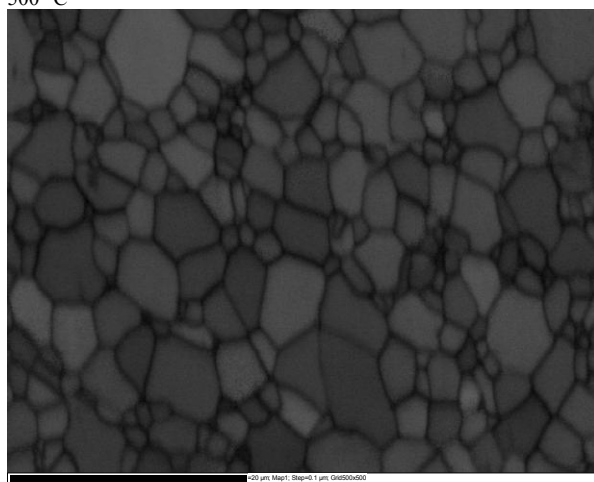
450 °C



500 °C



550 °C



600 °C

Obr. 5 EBDS mikrostruktury po 10 min žihání 1x conformovaného vzorku při rozdílných teplotách.

Fig. 5 EBDS micro-structures after 10 min. of annealing of the specimen subjected to 1 pass through the Conform machine at different temperatures

Výsledky z diferenciálního scanovacího kalorimetru (DSC) jsou na obr. 4. Od teploty 300 °C je nárůst teploty obou vzorků v souladu s teplotním programem (konstantní rychlost ohřevu 10K/min). Průběh křivek obou vzorků (deformované a vyžeháné v DSC) se přesto liší. Po výpočtu rozdílu je od teploty 440 °C (obr. 4) pozorován vyšší nárůst napětí u deformovaného vzorku. Dochází zde k exotermické reakci s uvolněním tepla. Tato oblast koresponduje s oblastí zotavení pozorované při dilatometrické analýze (vyšší teplota začátku u DSC může být způsobena vyšší rychlostí ohřevu, jako i velikosti vzorku a tím i velikosti odezvy) a lze ji vysvětlit uvolněním tepla při relaxaci napětí ve vzorku během zotavení. V deformovaných vzorcích byl rekrystalizační pík pozorován při nižších teplotách, což koresponduje s teoretickými a praktickými znalostmi závislosti rekrystalizace na teplotě a deformaci. Teplota rekrystalizace $T_{rx} = 615$ °C u nedeformovaného vzorku se snížila na hodnotu 594 °C pro jedenkrát conformovaný vzorek. V literatuře bylo popsáno snížení teploty rekrystalizace až na hodnotu 527 °C pro 8x ECAPovaným cp-Ti [3].

2.3 Žihací experiment

Na obr. 5 je vidět postupná změna struktury při zvyšování teploty žihání. Při teplotě žihání 450 °C je patrné mírné protažení některých zrn ve směru tváření. Při vyšších teplotách jsou ve struktuře přítomna již jen rovnoosá zrna. Zřetelně je vidět bimodálnost struktury týkající se velikosti zrna. Některá z rekrystalizovaných zrn rostou přednostně a již při teplotě 450 °C dosahují velikosti kolem 4 μm. Jsou uložena mezi zrny o velikosti cca 1 až 2 μm. Podíl výrazně narostlých zrn se zvyšující se teplotou roste, takže při teplotě žihání 600 °C po dobu deseti minut tvoří drobná nenarostlá zrna jen malou část objemu materiálu.

U žihacích teplot 550 a 600 °C lze pozorovat růst zrn již od nejkratších časů výdrže. Tvar zrn je zde rovnoosý. Vývoj bimodálnosti struktury spočívá v postupném zvyšování podílu narostlých zrn s časem žihání. Pro teplotu 450 °C nebyl pozorován nárůst velikosti zrna. U teploty 500 °C byla pozorována od času 600 s změna v charakteru zrna, bez výrazného růstu.

3. Kinetika hrubnutí zrna

Během isothermického žíhání byl pozorován normální růst zrna. Pro tento případ může být kinetika růstu zrna popsána jako hrubnutí zrna od počátku žíhání. Vlastnosti takového hrubnutí zrna za isothermických podmínek může být popsáno rovnicí:

$$d^{1/n} - d_0^{1/n} = tK_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

kde, d je průměrná velikost zrna po žíhání za čas t , T je teplota, n je časový exponent, d_0 počáteční velikost zrna, K_0 je konstanta, R je plynová konstanta a Q je aktivační energie růstu zrna.

Tab. 3 Porovnání vypočtených hodnot exponentu n s literárními údaji [4].

Tab. 3 Comparison between calculated and reported [4] values of the time exponent n

Annealing temperature (°C)	Time exponent n	
	Measured $d_0 = 1.4 \mu\text{m}$	Hoseini [5] $d_0 = 0.4 \mu\text{m}$
600	0.194	0.230
550	0.189	0.212
500	-	0.185

Rovnice (1) byla použita k vyjádření rychlosti hrubnutí zrna deformovaného cp-Ti vypočtením hodnot z časového exponentu n a aktivační energie Q . V tab. 3 jsou uvedeny vypočtené hodnoty n pro různé žíhací teploty. Hodnoty mírně rostou s teplotou žíhání. Ze vztahu pro vyjádření isothermálního pohybu zrn.

$$V = M(\Delta F)^m \quad (2)$$

kde V je rychlost hranice, M je mobilita hranice a ΔF je řídicí síla energie na jednotku objemu pro pohyb hranice a m je exponent řídicí síly, Hu a Rath [5] předpokládají, že m se dá vyjádřit pomocí časového exponentu n jako $((1/n)-1)$. Nižší hodnoty n pak znamenají vyšší hodnoty m , které vedou rychlejšímu hrubnutí zrna. Na základě tohoto vztahu, lze vyjádřit exponent řídicí síly m pro nano, ultra a hrubozrnný čistý titan v hodnotách 9, 4 a 2 [4]. V námi provedeném experimentu však byla počáteční velikost zrna o řád větší než v článku [4], což neodpovídá předpokladu, že s velikostí zrna se zmenšuje hodnota časového exponentu n . Tento rozpor lze připsat výrazně bimodální struktuře, ovlivňující naměřenou střední velikost zrna a modelu popisující rychlost růstu zrna u struktur s rovnoměrným rozložením velikosti zrna.

Rozptýl v naměřených hodnotách střední velikosti zrna také způsobil potíže se stanovením velikosti aktivační energie Q , která byla při grafickém vyhodnocení určena na hodnotu 248 kJ/mol (při střední hodnotě $n = 0.19$). Tato hodnota je výrazně vyšší než hodnota aktivační energie mřížkové samodifuze Ti (169,1 kJ/mol) [6] a aktivační energie růstu zrna Ti deformovaného v 8násobném procesu ECAP (176 kJ/mol) [4].

Závěr

Byl proveden provozní experiment, při kterém byl sledován vliv nastavení parametrů zařízení CONFORM na konečný strukturní stav získaného Ti drátu. Největší ovlivnění bylo dosaženo regulací teploty v tvářecí komoře. Z hlediska dosažení nejmenší střední velikosti zrna, určeného pomocí EBSD analýzy na hodnotu 1,4 μm , bez zastavení procesu je hraniční teplotou hodnota 350 °C. Pevnost takto připraveného Ti drátu po prvním průchodu vzrostla na 693 MPa při vrubové houževnatosti 27,5 Jcm⁻².

Byla provedena studie růstu zrna u conformovaného cp Ti pro různé teploty žíhání. Můžeme konstatovat teplotní stabilitu při teplotě 450 °C, která byla potvrzena rovněž termickými analýzami. Potvrdil se vliv deformace na posun teploty rekristalizace čistého titanu. Z výsledků pro žíhací teploty 550 a 600 °C byl vypočten časový exponent $n = 0.19$ a aktivační energie $Q = 248$ kJ/mol.

Literatura

- [1] RAAB, G. J.; VALIEV, R. Z.; LOWE, T. C.; ZHU, Y. T.: Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP-Conform. Materials Science and Engineering: A, 2004, Vol. 382, No. 1-2, p. 30-34.
- [2] RAAB, G. at al.: Long-Length Ultrafine-Grained Titanium Rods Produced by ECAP-Conform. Materials Science Forum, 2008, Vol. 584-586, p. 80-85.
- [3] GUBICZA, J et al.: Microstructure of severely deformed metals determined by X-ray peak profile analysis. Journal of Alloys and Compounds, 2004, Vol. 378, No. 1-2, p. 248 – 252.
- [4] HOSEINI, M. et al.: Thermal stability and annealing behaviour of ultrafine grained commercially pure titanium Materials Science and Engineering A, 2012, Vol. 532, No. 0, p. 58 – 63.
- [5] HU, H., RATH, B.: Time exponent in isothermal grain growth. Metallurgical Transactions, 1970, Vol. 1, No. 11, p. 3181-3184.
- [6] BRANDES, E.A., BROOK, G.B.: Smithells Metals Reference Book. 7th ed. Oxford : Butterworth-Hernemann, 1992.

zkušebnictví, měřictví, laboratorní metody

Plastometrická simulace doválcování a ochlazování mikrolegované C-Mn-V-B oceli

Plastometric Simulation of Finish Rolling and Cooling of Microalloyed Steel C-Mn-V-B

prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.¹, Ing. Petr Kawulok, Ph.D.¹, Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.¹, Ing. Rostislav Kawulok¹, Ing. Pavel Šimeček, Ph.D.², Ing. Zdeněk Vašek, Ph.D.³

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

²ITA spol. s r.o., Martinská 501/6, 709 00 Ostrava - Mariánské Hory, Česká republika

³ArcelorMittal Ostrava a.s., Vratimovská 689, 707 02 Ostrava-Kunčice, Česká republika

Pomocí dvou typů zkoušek tlakem byl zkoumán vliv parametrů finálního průchodu a způsobu následujícího ochlazování na strukturní a mechanické vlastnosti speciálních profilových tyčí, válcovaných z oceli mikrolegované vanadem a bórem. Bylo zjištěno, že změna doválcovací teploty z 980 °C na 850 °C stejně jako zdvojnásobení velikosti deformace při posledním úběru nemá významný vliv na výsledné vlastnosti. Charakter výsledné struktury i tvrdosti materiálu lze v daných podmínkách zásadně ovlivnit jen rychlostí ochlazování po tváření, když aplikace vodních sprch vede ke zvýšení podílu bainitu ve struktuře a tomu odpovídá i nárůst tvrdosti v průměru o 15 %. Mikrostruktura laboratorních vývalků se výrazně liší od mikrostruktury středové oblasti vzorků deformovaných jednoosým tlakem, ale výsoce se shoduje s mikrostrukturou po zkoušce tlakem s rovinnou deformací, která se pro účely simulace procesů podélného válcování za tepla jeví jako mnohem vhodnější.

Klíčová slova: mikrolegovaná ocel; fyzikální simulace válcování; zkouška jednoosým tlakem; rovinná deformace; mikrostruktura

Influence of parameters of the final pass and of the subsequent cooling method on structural and mechanical properties of special section bars rolled from the steel microalloyed by vanadium and boron was investigated with use of two types of compression test on the module Hydrawedge II of the new simulator HDS-20 (VŠB-TU Ostrava). It was established that the change of the finish rolling temperature from 980 °C down to 850 °C, as well as doubling the size of strain at the last reduction, does not have any significant effect on the final properties. Character of the resulting structure and hardness of the material can be influenced under the given conditions in principle only by the rate of cooling after forming, when more intensive cooling by water sprays leads to an increase in the proportion of bainite in the structure, which is reflected also by an increase of hardness on average by 15 %. As a by-product of these experiments we gained new information that the determined properties of the samples, which were exposed to the same modes of thermomechanical treatment, differed in dependence on manner of their testing – by uniaxial compression test or by plane strain compression test. Microstructure of laboratory rolled products differs distinctly in particular with regard to the significant banding from the microstructure of the central area of the samples deformed by uniaxial compression, but it coincides highly with the microstructure after the plane strain compression test, which appears to be much more appropriate for the purposes of simulation of hot longitudinal rolling.

Keywords: HSLA steel; physical simulation of rolling; uniaxial compression test; plane strain; microstructure

Pro výrobu speciálních profilových tyčí byla v roce 2012 navržena ocel mikrolegovaná vanadem a bórem a laboratorním válcováním byl zkoumán vliv doválcovací teploty a rychlosti ochlazování hotového vývalku z této oceli na jeho strukturu a mechanické vlastnosti [1]. Bór ve formě precipitátů může snižovat aktivitu intersticiálně rozpuštěných prvků a vytvářet tak předpoklady pro omezené stárnutí oceli. Zvýšená tažnost oceli s bórem je způsobena rozpustností dusíku a uhlíku [2]. Oceli s přísadou bóru vykazují nižší hodnoty deformačního zpevnění, což souvisí s omezením deformačního dynamického stárnutí při snížení obsahu volného dusíku [3, 4]. Zpevňující efekt lze naopak očekávat při použití mikrolegující přísady vanadu vedle bóru a dusíku [5].

Laboratorní teplotně řízené válcování a ochlazování [1] na trati TANDEM neprokázalo dostatečný potenciál ovlivnění výsledných mechanických vlastností zvolenými parametry fyzikálních simulací (doválcovací teploty 800 – 980 °C, rychlosti ochlazování 0,7 – 1,9 °C·s⁻¹). Za hlavní příčinu lze považovat příliš malý rozsah ochlazovacích rychlostí a skutečnou (logaritmickou) deformaci při finálním úběru o velikosti pouhých 0,9, což je v rozporu s požadavky na dostatečné protváření materiálu při řízeném doválcování, vedoucí k žádoucímu průběhu strukturotvorných procesů. V konkrétních provozních podmínkách je poslední válcovací průchod časově oddělený od průchodů předešlých natolik, že to v každém případě vede k rekrytalizaci materiálu a vylučuje to možnost dostatečné kumulace zpevnění [6]. V navazující experimentální etapě byla proto pozornost zaměřena na studium vlivu větší velikosti finálního úběru a zrychleného ochlazování na vlastnosti speciálních profilových tyčí z oceli C-Mn-V-B. Toho mohlo být dosaženo díky využití nového simulátoru deformací HDS-20 na VŠB-TU Ostrava, sestávajícího z hlavních komponent plastometru Gleeble 3800 a výměnného simulačního modulu Hydrowedge II firmy DSI (USA). Tento modul, synchronizovaný s hlavní jednotkou plastometru, funguje jako flexibilní mechanická zádržka, umožňující zastavení hydraulického beranu nárazem do nepohyblivého předmětu. Používá se pro naprogramování přesných opakovaných úběrů (max. 20), pro něž je nutno vzorkem pohybovat, jelikož hydraulický beran se zastaví vždy ve stejném bodě. To umožňuje přesně řídit velikost deformace za současného samostatného řízení rychlosti deformace vzorku. Bez takového zařízení rychlé servo-hydraulické stroje většinou provádějí značné překmány přes zadané meze deformace, nebo se musejí před zastavením beranu zpomalit ve správné výšce vzorku. V prvním případě jsou výsledkem úběry odlišné od naprogramovaných, zatímco ve druhém případě probíhají strukturotvorné procesy při významně nižších rychlostech deformace, než bylo požadováno – obojí může mít zásadní vliv na parametry finální mikrostruktury [7].

Popis experimentu

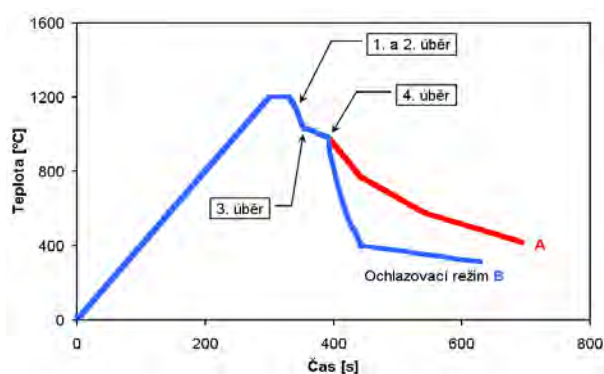
Výchozí materiál byl ve stavu po tváření za tepla a měl chemické složení (v hm. %): 0,17 C – 1,26 Mn – 0,31 Si – 0,012 P – 0,012 S – 0,17 Cu – 0,23 Cr – 0,007 Al – 0,10 V – 0,0009 B – 0,017 N.

Řezáním, soustružením a frézováním byly vyrobeny vzorky pro dva typy zkoušky tlakem. Válečky o průměru 10 mm a výšce 15 mm byly tvářeny jednoosým tlakem. Do hranolovitých vzorků o výšce 10 mm, šířce 15 mm a délce 20 mm byla zatlačována kovádla šířky 5 mm – výsledkem byl rovinný stav deformace. Po odporovém přehřevu na teplotu 1200 °C byly vzorky tvářeny pomocí modulu Hydrowedge II režimem, jehož parametry uvádí tab. 1.

Tab. 1 Parametry simulace
Tab. 1 Parameters of simulation

číslo úběru	teplota [°C]	skutečná deformace [-]	rychlost deformace [s ⁻¹]
1	1165	0,23	17
2	1165	0,25	19
3	1040	0,23	21
4	980 nebo 850	0,09 nebo 0,21	20

Časový průběh simulací je zřejmý z grafu na obr. 1 (jedná se o skutečné povrchové teploty, naměřené navařenými termočlávkovými dráty). Po posledním úběru bylo zařazeno ochlazování napodobující provozní ochlazování vývalku volně na vzduchu (režim A), resp. zrychlené ochlazování vodními sprchami (režim B). Zatímco režim A byl zvládnutelný odporovým ohřevem vzorku a odvodem tepla do tvářecích nástrojů, v případě režimu B bylo třeba ve fázi rychlého ochlazování zařadit ofukování vzorku stlačeným vzduchem přes čtyři trysky.



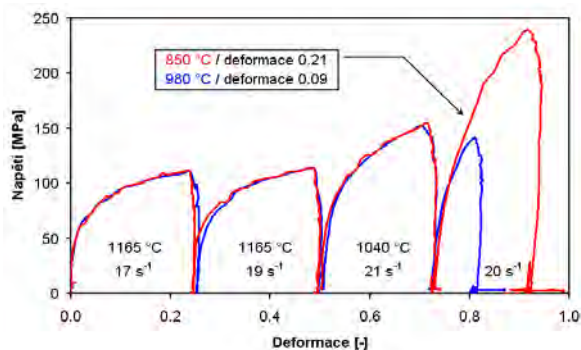
Obr. 1 Časové průběhy povrchové teploty vzorků, naměřené během plastometrických zkoušek

Fig. 1 Timelines of surface temperature of samples measured during plastometric simulations

Po rozřezání výsledných vzorků byla zkoumána jejich struktura a tvrdost ve středové oblasti.

Diskuse výsledků

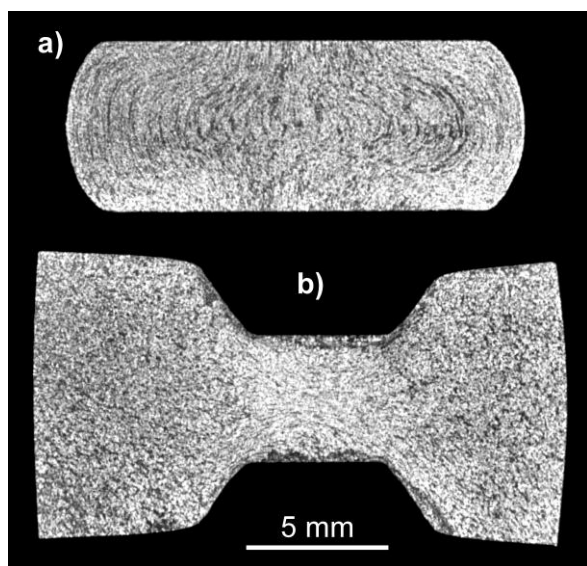
Ze srovnávacího grafu na obr. 2 je zřejmý vliv teploty na deformační odpor při posledním úběru a rovněž velmi dobrá reprodukovatelnost experimentálních výsledků – jednotlivé křivky získané u tří vysokoteplotních úběrů jsou prakticky totožné.



Obr. 2 Porovnání křivek deformace-napětí (zkouška jednoosým tlakem)

Fig. 2 Comparison of stress-strain curves (uniaxial compression tests)

Zajímavé výsledky přineslo zkoumání makrostruktury vzorků tvářených analogickým režimem, ale dvěma typy zkoušky tlakem – viz obr. 3.

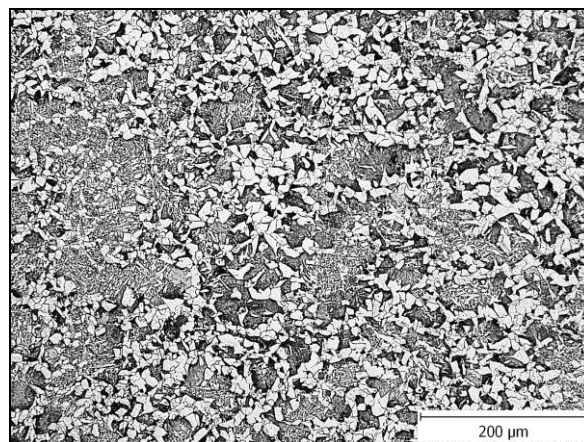


Obr. 3 Makrostruktura vzorků ochlazovaných režimem A po finálním úběru velikosti 0,09 při teplotě 980 °C

Fig. 3 Macrostructure of the samples cooled by the mode A after final reduction of 0.09 at the temperature of 980 °C

Podezření na značné odlišnosti materiálu po obou typech zkoušek se potvrdilo při následném metalografickém zkoumání mikrostruktur. Struktura analogicky zpracovaných vzorků po simulaci volného ochlazování na vzduchu je sice ve všech případech složena z bainitu, feritu a perlitu, ale tím většinou podobnost končí. Vzorky získané jednoosým tlakem vykazují vesměs hrubší bainitické bloky (obr. 4) a zcela v nich absenteje řádkovité uspořádání struktury (obr. 4 a 5). Až poněkud intenzivnější protváření při nízké

teplotě vede u obou typů zkoušek k získání obdobné mikrostruktury (obr. 6). Zrychlené ochlazování rozdílů smazává, když struktura je ve všech případech tvořena bainitem s minoritním výskytem feritu zejména po hranicích původních austenitických zrn – viz obr. 7 a 8.



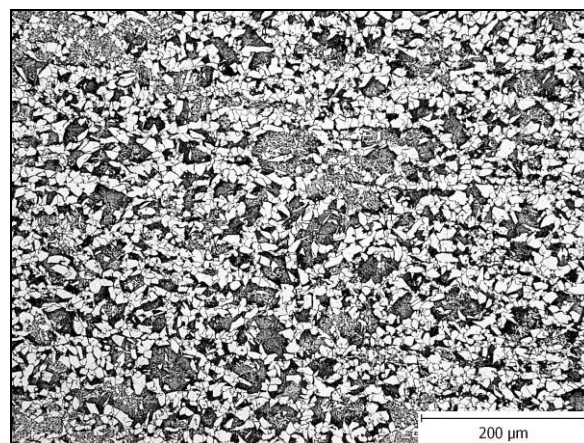
a) jednoosý tlak
a) uniaxial compression



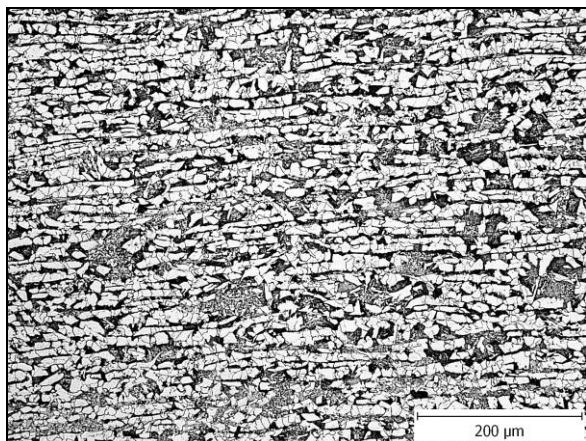
b) rovinná deformace
b) plain strain compression

Obr. 4 Porovnání mikrostruktury vzorků ochlazovaných režimem A – poslední úběr deformací 0,09 při teplotě 980 °C

Fig. 4 Comparison of microstructure of the samples cooled by the mode A after final reduction of 0.09 at the temperature of 980 °C

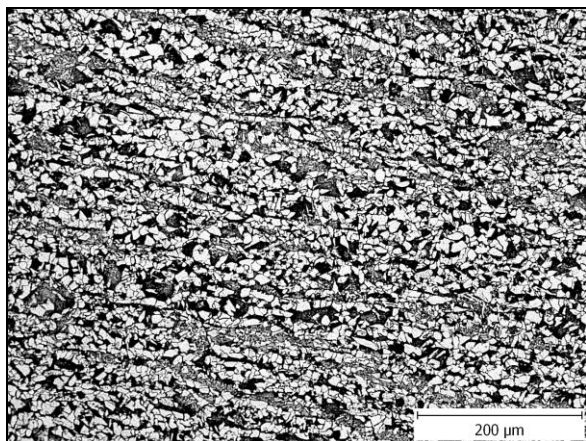


a) jednoosý tlak
a) uniaxial compression

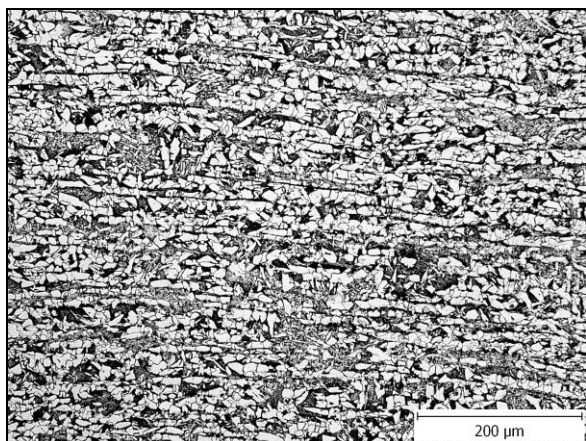


b) rovinná deformace
b) plane strain compression

Obr. 5 Porovnání mikrostruktury vzorků ochlazovaných režimem A – poslední úběr deformací 0,09 při teplotě 850 °C
Fig. 5 Comparison of microstructure of the samples cooled by the mode A after final reduction of 0.09 at the temperature of 850 °C

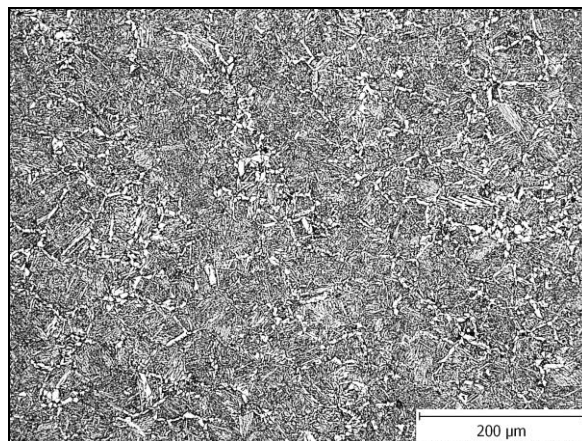


a) jednoosý tlak
a) uniaxial compression

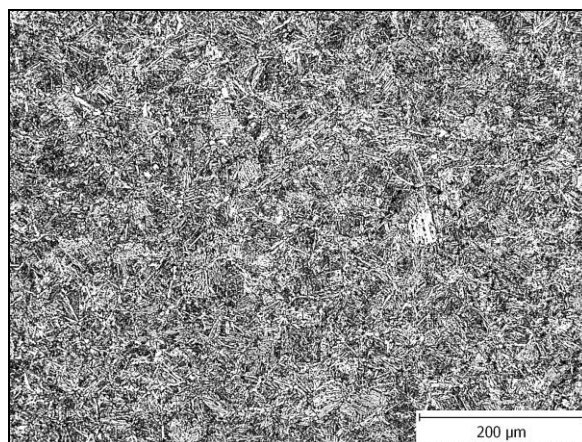


b) rovinná deformace
b) plane strain compression

Obr. 6 Porovnání mikrostruktury vzorků ochlazovaných režimem A – poslední úběr deformací 0,21 při teplotě 850 °C
Fig. 6 Comparison of microstructure of the samples cooled by the mode A after final reduction of 0.21 at the temperature of 850 °C

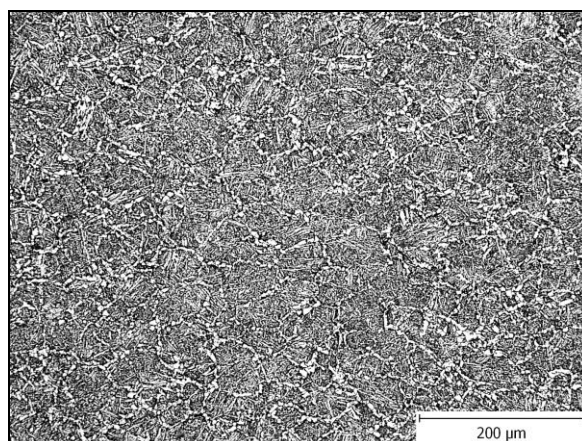


a) jednoosý tlak
a) uniaxial compression

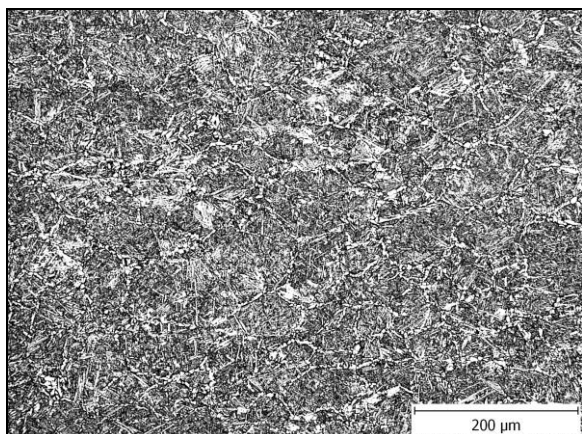


b) rovinná deformace
b) plane strain compression

Obr. 7 Porovnání mikrostruktury vzorků zrychleně ochlazovaných režimem B – poslední úběr deformací 0,21 při teplotě 980 °C
Fig. 7 Comparison of microstructure of the samples subjected to accelerated cooling by the mode B after final reduction of 0.21 at the temperature of 980 °C



a) jednoosý tlak
a) uniaxial compression

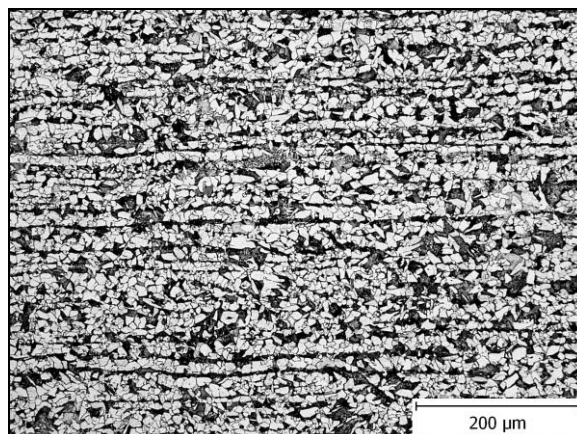


b) rovinná deformace
b) plane strain compression

Obr. 8 Porovnání mikrostruktury vzorků zrychleně ochlazovaných režimem B – poslední úběr deformací 0,09 při teplotě 850 °C
Fig. 8 Comparison of microstructure of the samples subjected to accelerated cooling by the mode B after final reduction of 0.09 at the temperature of 850 °C

Ve středových oblastech obou typů deformovaných vzorků byla zjišťována při nízkém zatížení 9,8 N tvrdost HV 1. U každého z celkem 16 vzorků byly provedeny 3 vpichy a získané výsledky byly podrobeny základní statistické analýze. Z vypočteného průměru a směrodatné odchylky tak možné zhodnotit vliv parametrů experimentu i typu zkoušky na výslednou tvrdost. Při doválcovací teplotě 980 °C byla dosažena průměrná tvrdost HV 1 = 274±22, při doválcovací teplotě 850 °C byla HV 1 = 276±24. Při velikosti deformace v posledním úběru 0,09 byla naměřena průměrná tvrdost HV 1 = 274±24, při deformaci 0,21 byla HV 1 = 276±22. Je tedy evidentní, že změny doválcovacích podmínek v uvedeném rozsahu nemají na výsledné pevnostní vlastnosti téměř žádný vliv. Jediný jednoznačný efekt vykazovala rychlost ochlazování po posledním úběru. Po ochlazování režimem A byla dosažena průměrná tvrdost HV 1 = 256±6, zatímco po zrychleném ochlazování režimem B to byla hodnota HV 1 = 294±19. Větší rozptyl hodnot u zrychleně ochlazovaných vzorků je způsoben i poněkud většími rozdíly mezi tvrdostí naměřenou po jednoosém tahu (průměrně HV 1 = 287) a po rovinné deformaci (průměrně HV 1 = 301). Je pravděpodobné, že ochlazování vnitřních partií vzorku během jeho ofukování stlačeným vzduchem probíhá v případě jednoosého tlaku pomaleji (srovnej rozměry tvářených vzorků na obr. 3). Zajímavé je srovnání výsledků dříve dosažených laboratorním válcováním a zde popsanými plastometrickými experimenty [1]. Například na obr. 9 je snímek mikrostruktury vývalku po aplikaci analogického deformačního režimu – s posledním úběrem o velikosti výškové deformace 11 % při teplotě 980 °C a s následným ochlazováním průměrnou rychlostí 1,9 °C·s⁻¹.

Struktura laboratorního vývalku je velmi podobná struktuře po zkoušce tlakem s rovinnou deformací (viz obr. 4b), ale zásadně odlišná od struktury po zkoušce jednoosým tlakem (obr. 4a). Je tedy pravděpodobné, že



Obr. 9 Mikrostruktura laboratorního vývalku (podélný směr) – podmínky zpracování blízké podmínkám simulací ad obr. 4
Fig. 9 Microstructure of the laboratory rolled product (longitudinal direction) – processing parameters close to conditions of simulations as in Fig. 4

pro fyzikální simulace procesů podélného válcování za tepla je podstatně vhodnější částečná deformace hranolovitých vzorků s vyvozením rovinného stavu deformace.

Závěr

Pomocí dvou typů zkoušek tlakem na simulátoru HDS-20 (VŠB-TU Ostrava) byl zkoumán vliv parametrů finálního průchodu a způsobu následujícího ochlazování na strukturní a mechanické vlastnosti speciálních profilových tyčí, válcovaných z oceli mikrolegované vanadem a bórem. Bylo zjištěno, že změna doválcovací teploty z 980 °C na 850 °C stejně jako zdvojnásobení velikosti deformace při posledním úběru nemá významný vliv na výsledné vlastnosti. Charakter výsledné struktury i tvrdosti materiálu lze v daných podmínkách zásadně ovlivnit jen rychlostí ochlazování po tvářeni, když aplikace vodních sprch vede ke zvýšení podílu bainitu ve struktuře a tomu odpovídá i nárůst tvrdosti v průměru o 15 %.

Vedlejším produktem experimentů byly nové informace o rozdílech vlastností vzorků podrobených analogickým režimům termomechanického zpracování, ale při vyvození jednoosého tlaku nebo při rovinné deformaci. Mikrostruktura laboratorních vývalků se zejména s ohledem na výraznou řádkovitost výrazně liší od mikrostruktury středové oblasti vzorků deformovaných jednoosým tlakem, ale vysoce se shoduje s mikrostrukturou po zkoušce tlakem s rovinnou deformací, která se pro účely simulace procesů podélného válcování za tepla jeví jako mnohem vhodnější.

Poděkování

*Práce byly provedeny v rámci řešení projektu
TA01010838 (Technologická agentura ČR) a
CZ.1.05/2.1.00/01.0040 "Regionální materiálově
technologické výzkumné centrum" (v rámci
Operačního programu Výzkum a vývoj pro inovace,
financovaného ze strukturálních fondů EU a ze
státního rozpočtu ČR).*

Literatura

- [1] RUSZ, S. a kol. *Hutnické listy*, 2012, roč. 65, č. 6, s. 25-29.
- [2] KIM, S.K., KIM, J.S., KIM, N.J. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 33A, 2001, pp. 701-706.
- [3] KARIMI TAHERI, A., MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J. *ISIJ International*, vol. 27, 1995, pp. 74-81.
- [4] LÓPEZ CHIPRES, E. et al. *Materials Science and Engineering*, vols. 460A–461A, 2007, pp. 464-470.
- [5] CHO, Y.R., KIM, S.I. and SEONG, B.S., 2004. *Iron & Steel Technology*, 2004, Issue 5, pp. 46-51.
- [6] TAMURA, I. et al. *Thermomechanical Processing of HSLA Steels*. London : Butterworths, 1988.
- [7] MANDZIEJ, S.T. *Materiali in tehnologije*, vol. 44, 2010, no. 3, pp. 105-119.

České hutnictví stagnuje

Evropské ocelářství prochází strukturálními změnami, česká metalurgie jede na 75 % předkrizového objemu. *Technický týdeník*, 2013, č. 13, s. 12

Obecně se počítá s tím, že transformace hutnictví v EU je nevyhnutelná a bude mít dlouhodobý charakter. Pro rok 2014 se sice předpovídá vzestup, neočekává se však, že v hutnictví se obnoví předkrizový stav. Toto platí i pro české hutnictví. Současná výroba představuje asi 75 % výroby roku 2007. Jelikož průmyslová výroba stagnuje, není reálné očekávat příznivý vývoj ani v hutnictví. Situaci charakterizuje tabulka 1.

Tab. 1 Vývoj výroby ocelářských výrobků v ČR

Výrobek	2007	2008	2009	2010	2011	2012
Surové železo	5287,2	4737,2	3482,6	3986,9	4136,9	3935,2
Surová ocel	7058,9	6387,0	4593,6	5179,6	5583,2	5072,1
Válcovaný materiál	6301,1	5800,7	4300,2	5077,5	5088,9	4688,7
Ocelové trubky	777,2	718,8	469,1	579,2	595,2	596,7
Ostatní výrobky	1076,9	967,5	695,8	821,3	833,2	836,3

Významný vliv má dovoz oceli, který stále roste. Je nutné to vzít na vědomí a zaměřovat se na sofistikovanější výrobky.

Nepříznivý je i vývoj tržeb. V roce 2012 došlo k dalšímu poklesu, tržby dosáhly jen 107 mld. Kč. V letošním roce se očekává další pokles na hodnotu asi 93 mld. Kč. S mírným růstem se počítá až pro rok 2014.

Nízká výroba oceli vedla k poklesu cen vstupních surovin. V r. 2011 cena koksovatelného uhlí poklesla o 15 %, cena železného šrotu poklesla o 10 % a cena železné rudy dokonce o 22 %. S oživením výroby však ceny vstupních surovin porostou.

Ekonomickou situaci zhoršují i přísné ekologické limity v ČR. Ty si vynutily, že naše hutě investovaly do ekologických opatření od r. 1993 více než 93 mld. Kč. Díky tomu poklesly:

- emise tuhých znečišťujících látek o 92 %
- emise SO₂ o 68,7 %
- emise NO_x o 64 %
- produkce odpadu o 57 %

Ekonomiku podniků značně zatěžují poplatky na obnovitelné zdroje, poněvadž spotřeba elektrické energie je v hutích vysoká. Dle názoru expertů to může vést až k uzavírání výrobních závodů.

Na závěr některá vybraná data:

meziroční snížení HDP v období 2011/2012	1,2 %
snížení zaměstnanosti v hutních podnicích v r. 2012	7,3 %
pokles výroby v EU27 v letech 2007-2012	49,6 %
nárůst ceny energie vlivem poplatků na AZE	10 %
odhad tržeb hutních podniků v r. 2015	105 mld. Kč

počítačová simulace, výpočetní metody

Využitie počítačovej simulácie ako efektívneho nástroja predikcie a modifikácie technologického procesu zápusťkového kovania

Use of Computer Simulation as an Effective Tool for Prediction and Modification of Die Forming Technological Process

Ing. Miroslav Belán, PhD.¹, , prof. Ing. Jozef Zajac, CSc.², doc. Ing. Michal Hatala, PhD.² Ing. Peter Michalik, PhD.²

¹Technická univerzita v Košiciach, Fakulta výrobných technológií so sídlom v Prešove, Katedra počítačovej podpory výrobných technológií, Štúrova 31, 080 01 Prešov, Slovenská republika

²Technická univerzita v Košiciach, Fakulta výrobných technológií so sídlom v Prešove, Katedra výrobných technológií, Štúrova 31, 080 01 Prešov, Slovenská republika

Súčasný rýchly a progresívny vývoj v oblasti tvárnenia si vyžaduje aplikáciu efektívnych nástrojov z oblasti počítačovej simulácie, ktoré sú schopné ešte v prípravnej fáze technologického procesu poskytnúť podstatné údaje o správaní sa sústavy, respektíve sú schopné poskytnúť informácie o vzájomnej interakcii prvkov sústavy. V uvedenom prípade predstavujú simulácie, generované na základe MKP, riešenie pre minimalizáciu technických problémov technologického procesu. Simulácie sa využívajú predovšetkým v oblasti tvorby napätových analýz na komponentoch a zostavách, termálnych analýz a analýz prúdenia kvapalín, kinematických analýz a tvorby simulácií procesov odlievania a kovania. Tento článok sa venuje práve simuláciám zápusťkového kovania, kde je možné sledovať vplyv zmeny viacerých technologických parametrov na pretvorenie materiálu v zápusťke. Konkrétne je možné sledovať vplyv zmeny úkosov vnútorných plôch na vznikajúce napätia v materiály, vyplňanie dutiny zápusťky tvárneným materiálom, s ohľadom na použitý tvar výronkovej drážky. Je rovnako potrebné brať do úvahy, že využitie týchto nástrojov má vplyv nielen na kvalitu výsledného technického riešenia, ale aj na zníženie ekonomického zaťaženia výrobného procesu a to elimináciou nezdarov ešte v prípravnej fáze výroby.

Kľúčové slová: simulácia, analýza, zápusťkové kovanie, systém Deform

Current fast and progressive development in forming implies the effective tools in computer simulations, which are able at the design stage of the technological process to provide essential information about the behavior of the system, or which are able to provide information on the interaction of system elements. In that case it presents the simulations that are generated by FEM, i.e. the solution aimed at minimization of technical problems of the technological process. Simulations are used primarily in the field of stress analysis of components and assemblies, thermal analysis and fluid flow analysis, kinematic analysis and creation of simulation processes of casting and forging. This article is dedicated to simulations of die forging, where it is possible to see the impact of several process parameters on the deformation of the material in the die. Specifically, it is possible to monitor the impact of taper changes on the internal surfaces of the resulting tensions in the material, filling the die cavity with formed material with reference to the shape of flash groove. For hot forging simulation of connecting rod we used C45 (AISI 1043) steel. At creation of models of the die cavity, we deliberately brought about a condition, in which the inner tapers were undersized and flash groove did not contain a narrowed element, the so-called bridge. The undersizing of inner tapers consists in the fact that in the bottom die an ejector device was not used and this might have created difficulties at removal of the forged piece from the die cavity due to shrinkage of metal. We could therefore follow the insufficient filling of the die cavity with formed material, as well as the uneven filling of the applied flash groove with excess material. Subsequent modification of the design of internal tapers to 7 degrees and creation of a narrowed element in the flash groove was the problem corrected by the simulation. For simulating the hot forging two different ideal blanks were used. Program DEFORM was used for simulation. When applying computer simulation as an effective tool it should be taken into account that use of these tools has an impact not only on the quality of the technical solution, but it also reduces the economic burden of the production process and eliminates failures already at the preparatory stage of production.

Key words: *simulation, analysis, hot die forging, system Deform*

Technológia zápustkového kovania sa výhodne využíva pre produkciu vo veľkosériovej a hromadnej výrobe. Výhoda použitia tejto technológie spočíva v možnosti súčasného vytvorenia požadovaného tvaru výtvarku a ovplyvnenia jeho mikroštruktúry v závislosti od stupňa pretvorenia, čiže deformácie spojennej so spevnením a v závislosti od kovacej teploty spojennej s rekryštalizáciou. Rovnako je uvedená technológia výhodná z hľadiska úspory materiálu a v porovnaní s trieskovým obrábaním eliminuje výskyt vrubov, ktoré môžu byť iniciátorom trhlín počas dynamického namáhania súčiastok. Z ekonomického hľadiska predstavuje aplikovanie technológie zápustkového kovania vysoké ekonomické zaťaženie, a to hlavne z dôvodu potreby mohutných tvárniacich zariadení, energetickej náročnosti procesu a z dôvodu použitia finančne nákladných zápustiek. Čo sa týka technologického hľadiska procesu kovania, je potrebné brať do úvahy komplexnosť problematiky a tak správne zvoliť parametre a okrajové podmienky [1-4,6,8].

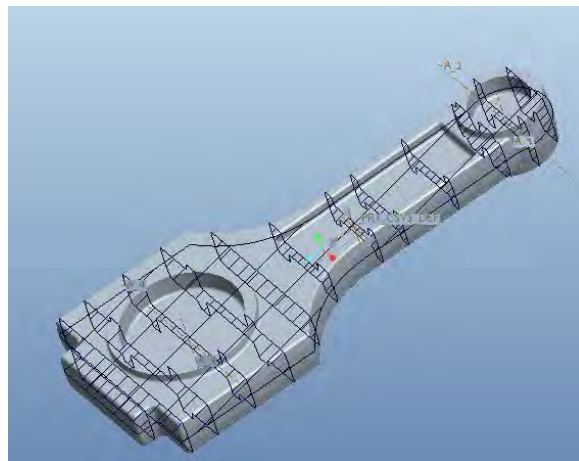
Z uvedených dôvodov sa s veľkou výhodou aplikuje už pri technickej príprave výroby simulovanie procesu s použitím metódy konečných prvkov. V súčasnosti je na trhu niekoľko programov, ktoré ponúkajú široké spektrum možností výpočtov a vizualizácie priebehu dynamických dejov respektíve technologických procesov. Pre problematiku tvárnenia a tepelného spracovania je možné vytváranie simulácií prostredníctvom systémov QForm, FORGE, DEFORM, SIMUFACT, ANSYS, SYSWELD, DANTE. Vytvorené simulácie tak umožňujú sledovať plastickú deformáciu materiálu v dutine zápustky, vznikajúce napätia v materiáli, priebeh síl a interakciu kontaktných plôch nástroja a materiálu. Uvedené možnosti zabezpečujú predikovateľnosť správania sa systému a identifikujú nedostatky ako napríklad:

- neúplné zaplnenie dutiny zápustky,
- nesprávna voľba tvaru výronkovej drážky,
- nevhodne navrhnutý tvar dutiny zápustky (ostré prechody hrán, zaoblenia, skosenia),
- nevhodne zvolený tvar ideálneho predkovku (potreba predkovacích dutín),
- nevhodne zvolená rýchlosť pohybu hornej časti zápustky,
- nevhodná veľkosť pôsobiacej sily,
- nesprávne zvolená kovacia teplota,
- nevhodná mikroštruktúra [5,7-9].

Príprava simulácie zápustkového kovania

Pre demonštrovanie nedostatočného zaplnenia dutiny zápustky vplyvom nedostatočného objemu tvárneného materiálu, nevhodného úkosovania a nevhodnej výronkovej drážky boli pomocou systému DEFORM-ver.6.1 vykonané štyri simulácie zápustkového kovania ojnice automobilu. Na základe klasifikácie výkovku

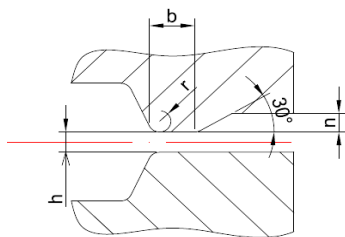
ojnice do skupiny výkovkov kovaných na plocho s dlhou osou a veľkým rozdielom prierezov pozdĺž osi, bola simulácia nastavená ako kovanie na lise. Pre vykonanie simulácie bolo potrebné vytvoriť modely výkovku ojnice (viď obr.1), ideálneho predkovku a zápustiek. Na vytváranie modelov bol použitý program Pro-Engineer W5, ktorý umožňuje ukladať výstupy vo formáte stl..



Obr. 1 Model výkovku s potrebnými rezmi pre výpočet rozmerov ideálneho predkovku

Fig. 1 Model of the forged part with the necessary sections for calculation of the ideal blank

Pri modelovaní boli zámerne niektoré časti geometrie výkovku a dutiny zápustky nesprávne navrhnuté. Jednalo sa konkrétne o vnútorné úkosy a tvar výronkovej drážky. Pri navrhovaní úkosov je veľmi dôležité brať do úvahy niekoľko aspektov ako zmrštenie kovu, tvar a veľkosť výkovku, materiál výkovku, trenie na stykových plochách (drsnosť a použitie mazania). Norma STN 42 9030 stanovuje pre buchary a lisy bez vyhadzovačov veľkosť vonkajších úkosov na 7° a veľkosť vnútorných úkosov 11° . V našom prípade bola hodnota vonkajších úkosom dodržaná, avšak vnútorné úkosy boli zhotovené na hodnotu 3° . Čo sa týka konštrukcie zápustky bez použitia vyhadzovača, je to neadekvátna hodnota, nakoľko pri chladnutí výkovku dochádza k zmršteniu a tým k pritláčaniu kovu na vnútorné steny. Ďalšou nesprávne navrhnutou časťou bola výronková drážka, ktorá je potrebná na odvedenie prebytočného materiálu z dutiny zápustky a na zvýšenie odporu v dutine zápustky počas záverečnej fázy kovania. Pri modelovaní výronkovej drážky sme najskôr použili symetrickú výronkovú drážku bez mostíka o výške 2 mm. V druhom prípade pri vytváraní alternatívneho modelu zápustiek bola použitá výronková drážka na obr.2, kde výška mostíka bola $h = 0,8$ mm a šírka $b = 7$ mm [1-3].

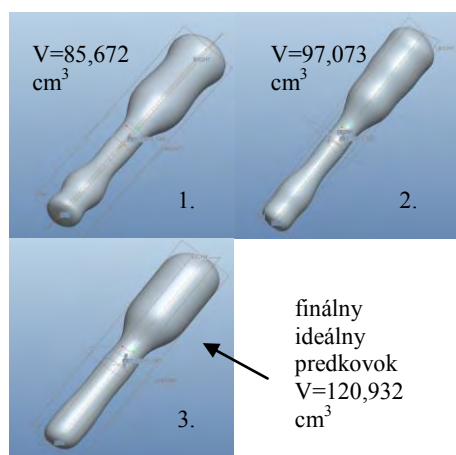


Obr. 2 Tvar základnej výronkovej drážky pre lisý
Fig. 2 The shape of the base flash groove for presses

Správne zostrojenie modelu ideálneho predkovku je z hľadiska dokonalého zaplnenia dutiny zápustky veľmi dôležité. V rámci tvorby modelu sme vychádzali zo vzorca:

$$d_{prierez} = 1,13 \sqrt{S_{ip}} \quad [1]$$

kde S_{ip} predstavuje obsah prierezu predkovku, ktorý je súčtom obsahu prierezu výkovku a výronkovej drážky. Po vykonaní skúšobnej simulácie bola evidentná absencia predkovacej operácie v ktorej by došlo k ubíjaniu ideálneho predkovku v oblasti hlavy ojnicového a piestneho čapu. Nedostatočné zaplnenie dutiny zápustky v uvedených miestach sme kompenzovali zvýšením objemu predkovku.



Obr. 3 Modifikované ideálne predkovky
Fig. 3 Modified ideal blanks

Parametre simulácie zápustkového kovania

Pre vykonanie simulácie boli vo všetkých prípadoch nastavené rovnaké vstupné hodnoty parametrov.

Pri nastavovaní počtu konečných prvkov na generovanie siete sme zanedbali možnosť vytvorenia jemnejšej siete na ostrých prechodoch plôch. Teplota kovania bola zvolená z intervalu kovacích teplôt, nachádzajúcich sa v knižnici materiálov systému Deform. Táto teplota bola pri definovaní okrajových podmienok pridelená všetkým uzlovým bodom vygenerovanej sieťoviny, čiže sme predpokladali rovnomerné ohriatie ideálneho predkovku. Pre definovanie rozhrania tepelnej výmeny medzi ohriatym predkovkom a zápustkami bola zvolená obalová plocha predkovku. Veľmi dôležitým

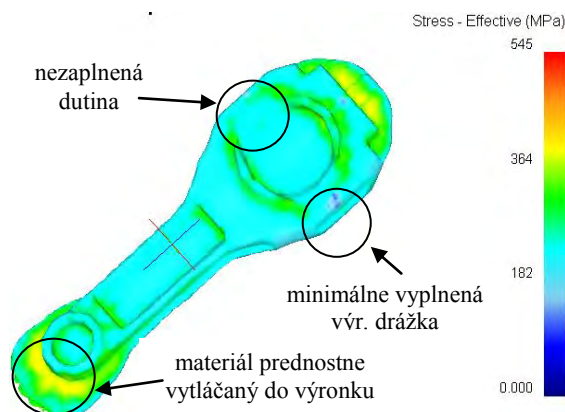
Tab. 1 Parametre simulácie
Tab. 1 Parameters of simulation

kovaný materiál	STN 12050/ C45
teplota kovania	850 °C
odpor pri trení zohľadnený podľa:	Siebelov vzorec
voliteľný koeficient trenia podľa sys. Deform	0,7-tvárnena za tepla suché trenie
typ modelu	predkovok - plastický, zápustky - tuhé
počet konečných prvkov pre generovanie sieťoviny	50000
penetrácia uzlových bodov sieťoviny	0,5 mm
rýchlosť pohybu hornej zápustky	5 mm/s

parametrom je nielen zvolenie počtu konečných prvkov a ich tvaru, ale aj zvolenie veľkosti penetrácie uzlových bodov siete, aby bolo možné vykonať jej opätovné generovanie pri deformovaní materiálu. Ako tvar konečných prvkov bol zvolený štvoruzlový štvorsten - ihlan. [7,9]

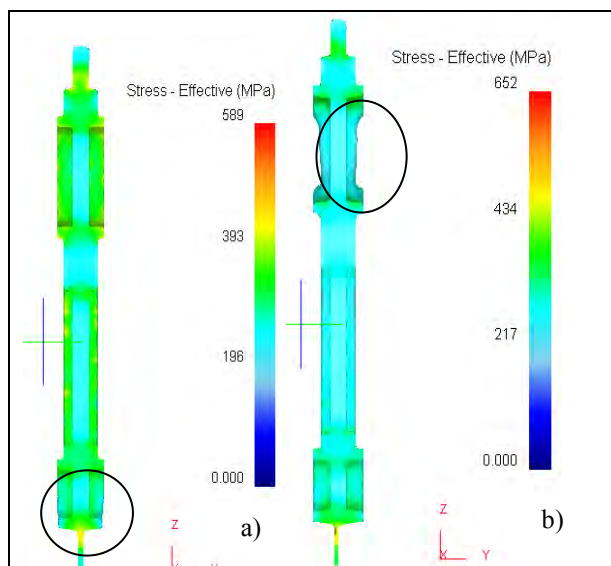
Simulácie zápustkového kovania

Pre prvú simuláciu bol namodelovaný ideálny predkovok s objemom 97,073 cm³, čo predstavovalo 11 % navýšenia objemu výkovku, pričom sa predpokladalo vytlačenie prebytočného materiálu do výronkovej drážky. Na základe výslednej vizualizácie na obr.4 je zrejmé, že zapĺňanie dutiny zápustky nebolo kompletne. Prejavilo sa to pri tvarových výstupkoch predkovovaných otvorov. Nedostatočná distribúcia materiálu v oblasti hlavy piestneho čapu bola vyvolaná absenciou brzdiaceho účinku mostíka. V driekovej oblasti ojnice bola distribúcia materiálu postačujúca. V oblasti hlavy ojnicového čapu nedošlo k úplnému zaplneniu dutiny a ani výronkovej drážky. Dôvodom mohol byť nedostatok materiálu ako aj chýbajúca predkovacia operácia, v ktorej by došlo k ubíjaniu ideálneho predkovku s kruhovým prierezom medzi dvoma rovinnými časťami zápustky.



Obr. 4 Simulácia kovania - nedostatočné zaplnenie dutiny zápustky
Fig. 4 Simulation of forging - insufficient filling of die cavity

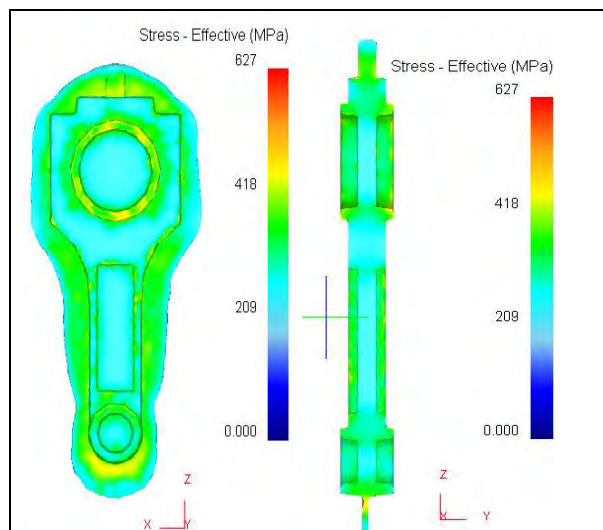
Zapĺňanie dutiny zápustky rozširovaním by tak bolo efektívnejšie. V prípade druhej simulácie sme na odstránenie nedostatočného zapĺňania zápustky použili predkovok s objemom 120,932 cm³. Objem sme navýšili v častiach, ktoré mali byť pretvorené na hlavu piestneho a ojnicového čapu. Tvar a rozmery výronkovej drážky boli rovnaké ako pri prvej simulácii.



Obr. 5 a) Simulácia s upraveným objemom predkovku,
Fig. 5 a) Simulation with modified blank,

Obr. 5 b) Simulácia s upravenou výronkovou drážkou
Fig. 5 b) Simulation with modified flash groove

Na obr. 5 a) môžeme vidieť, že v prípade navýšenia objemu ideálneho predkovku bola dutina zápustky v oblasti hlavy ojnicového čapu úplne zaplnená tvárneným materiálom. Ako nedostatočné sa opäť preukázalo dimenzovanie výronkovej drážky, kde chýbal mostík. V oblasti hlavy piestneho čapu nedochádzalo k dostatočnému brzdeniu materiálu v záverečnej fáze plnenia zápustky. Na obr. 5 b) je možné pozorovať výsledný stav simulácie, kde bol kovaný objemovo menší predkovok ($V=97,073 \text{ cm}^3$) a taktiež bola modifikovaná výronková drážka zmenšením jej výšky a pridaním mostíka. Rovnako boli zmenené aj vnútorné úkosy z hodnoty 3° na 7°. Táto zmena vyvolala menšie napätie pri rozširovaní materiálu v bočných stenách predkovaných odporov. Modifikáciou výronkovej drážky sme dosiahli úplné zaplnenie dutiny v oblasti hlavy piestneho čapu. Dutina v oblasti hlavy ojnicového čapu bola opäť nesprávne zaplnená, čo vyplývalo z nedostatočného objemu materiálu respektíve z absencie predkovacej operácie, kde by bolo došlo k splošteniu ideálneho predkovku. Na obr. 6 je možné vidieť výsledný stav simulácie pretvorenia objemovo väčšieho predkovku s modifikovanou výronkovou drážkou. Všetky dutiny sú dokonale zaplnené materiálom výronok je takmer rovnomerný okolo celého obvodu výkovku.



Obr. 6 Simulácia vykonaná so zmenou výronkovej drážky, so zmenou objemu predkovku a so zmenou úkosov

Fig. 6 Simulation performed with the modified flash groove, modified volume of the blank and modified value of inner tapers

Záver

Na základe analýz z realizovaných simulácií môžeme vysloviť závery potrebné na vylepšenie technologického procesu ešte pred jeho samotnou realizáciou, čo v konečnom dôsledku môže znamenať minimalizáciu nezdarov a zníženie ekonomického zaťaženia výrobného procesu.

Literatúra

- [1] BAČA, J., BÍLIK, J., TITTEL, V.: *Technológia tvárnenia*. -1.vyd., Bratislava, Vydavateľstvo STU Bratislava, 2010. 245s. ISBN 978-80-227-3242-0
- [2] BLAŠČÍK, F., POLÁK, K.: *Teória tvárnenia*, Bratislava, Alfa, 1985. 376s. 063-554-88
- [3] DVOŘÁK, M., GAJDOŠ, F., NOVOTNÝ, K.: *Technologie tváření: plošné a objemové tváření. 4. vyd.*, Brno, CERM, 2007, ISBN 978-80-214-3425 7.
- [4] NOVOTNÝ, J., ŠANOVEC, J., BEDNÁŘ, B., KREIBICH, V. *Technologie I.* dotisk druhého vyd., Praha, Nakladatelství ČVUT, 2006, 227 s. 21,60 AA, 21,93 VA ISBN 80-01-02351-61
- [5] Nasazení CAD/CAM systému při výrobě výkovků, MM-Průmyslové Spektrum, roč.7, č.10, 2007, v rubrice Trendy / Spojování a dělení, strana 42, Dostupné na internete:<<http://www.mmspektrum.com/clanek/nasazeni-cad-cam-systemu-pri-vyrobe-vykovku.html>>
- [6] FEDORKO, G., et al., Vplyv obsahu Ni a Cr na mechanické vlastnosti Hadfieldovej ocele, Metal 2011: conference proceedings, Brno, 18.-20.5.2011, strany 1-6, ISBN 978-80-87294-22-2
- [7] NOVOTNÝ, K., KOPŘIVA, M., Simulace objemového tváření za tepla, MM- Průmyslové Spektrum, roč.4, č.3, 2004, v rubrice Výroba / Tváření, strana 44, Dostupné na internete:<<http://www.mmspektrum.com/clanek/simulace-objemoveho-tvareni-za-tepla.html>>
- [8] FÜRST, J., Kování výkvnou zápustkou a přesné kování, MM-Průmyslové Spektrum, roč.12, č.6, 2012, v rubrice Výroba / Tváření, strana 74, Dostupné na internete:<<http://www.mmspektrum.com/clanek/kovani-vykyvnou-zapustkou-a-presne-kovani.html>>
- [9] <http://www.deform.com/>

Určení koeficientů materiálových modelů pro tvářecí procesy

Determination of the Coefficients of Material Models for the Forming Processes

Ing. Miroslav Urbánek¹, Ing. Filip Tikal Ph.D.¹

¹COMTES FHT a.s., Průmyslová 995, 334 41 Dobruška, Česká republika

Dynamický vývoj v automobilovém průmyslu musí být podporován progresivními metodami a technologiemi. Procesy při zpracování plechu se od konce 90. let minulého století od základu změnil. Dříve se prováděly jednotlivé operace jako je stříhání, ražení děr a další tvářecí operace samostatně a na různých strojích. V současnosti s rozvojem postupových nástrojů a hlavně technologie přesného stříhu v našich geografických podmínkách, lze tyto operace začlenit do jednoho nástroje na jednom stroji a výsledkem je hotová komponenta určená k montáži.

Z popsaných důvodů byl navržen a realizován experimentální program zabývající se měřením a fitováním dat pro materiálové modely s ortotropními vlastnostmi, jako jsou válcované plechy ve FEM softwarech. Cílem je získat materiálovou databázi válcovaných plechů obvykle vstupujících do procesu. Jedním z cílů řešení je zefektivnit a zpřesnit fitování dat. Neboť čím přesnější budou vstupní materiálová data, tím přesnější budou výsledky simulací.

Pro fitování byl navržen skript využívající simplexovou metodu, pomocí níž byla porovnávána naměřená data z mechanické zkušebny s výsledky z numerické simulace. Skript byl naprogramován v jazyce Python pro prostředí softwaru MSC MARC/MENTAT. Fitování dat bylo provedeno na vzorcích odebraných z pásu v různých směrech tváření a byla provedena tlaková zkouška podle Rastagaeva pro jednotlivé směry tváření a při různých rychlostech zatěžování. Odchylka mezi naměřenými a simulovanými křivkami je nižší než 1 %.

Klíčová slova: přesný stříh, MKP, simplexová metoda, mechanické zkoušení

The dynamic development of the automotive industry must be supported by advanced methods and technologies. Processes in sheet metal processing since the end of nineties of the last century fundamentally changed. Previously implement various operations such as cutting, punching of holes and other forming operations were performed separately on different machines. At present, the development of progressive dies, and especially fineblanking technology in our geographical conditions, made it possible to integrate these operations into a single instrument on one machine and the result is a finished component used for assembly.

For the reasons described an experimental program dealing with measuring and fitting the data to models with orthotropic material properties of rolled sheets was designed and implemented in FEM software. The aim is to obtain a material database of rolled sheets usually entering the process. One of the objectives of the solution is more efficient and more accurate data fitting, because the more accurate will be the input material data, the more accurate will be the results of simulations.

The script using the simplex method was developed for fitting and it was compared with the measured data of the mechanical testing with the results of numerical simulations. The script was programmed in Python environment for the software MSC MARC / MENTAT. Data fitting was carried out on the specimens taken from the sheet metal in different directions of forming, and pressure test by Rastagaeva was conducted for individual directions of forming and at different speeds of loading. The difference between the measured and simulated curves is less than 1%.

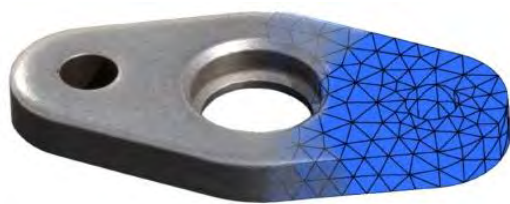
Key words: fineblanking, FEM, simplex method, mechanical testing

Po ekonomické krizi v letech 2007 - 2009 je stále vyšší tlak na dodavatele komponentů v automobilovém a elektrotechnickém průmyslu. Všeobecně je cílem zachovat vysokou kvalitu komponentu při snížených vstupech, což lze pouze při využití progresivnějších technologií, které jsou levnější a výrazně efektivnější.

Cílem řešeného problému je nahrazování drahé technologie obrábění levnějšími a progresivnějšími

způsoby výroby plošných součástí (obr. 1). Historicky známá technologie přesného stříhu, kterou lze dosahovat přesnosti plechových dílů v toleranci IT8 - IT9 a v kombinaci s objemovými prvky, jako jsou osazování, sražení děr atd., je moderním výrobním přístupem právě pro výrobu plechových dílů na postupových nástrojích. Výroba takového dílu se v tomto případě zkrátí na jednotky sekund při zachování

požadované přesnosti a kvalitě povrchu funkčních ploch [1].



Obr. 1 Ukázka plechového dílu s objemovými prvky
Fig. 1 Sample of sheet metal component with hobbing

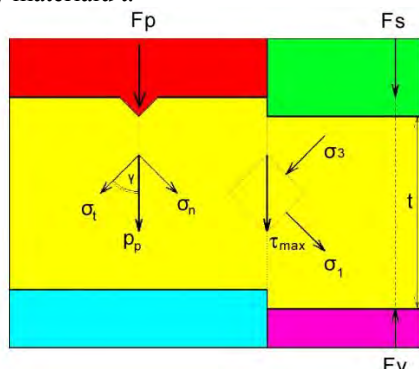
Z popsaných důvodů je žádoucí technologii přesného stříhu zavádět do výrobního procesu plechových dílů, ale také ji optimalizovat pomocí moderních nástrojů. Obvyklý způsob zavádění nového dílu do výroby je pouze záležitosti prototypování a testovacích sérií, ale pro rychlejší zavedení je žádoucí využít numerické simulace, kterými lze predikovat případné problémy z hlediska nejen tváření, ale současně virtuálně sledovat komplexně výrobní proces a odstranit případné problémy ještě před první testovací sérií. Uvedené skutečnosti umožňují dosáhnout velkých časových a finančních úspor.

Pro simulování takto komplikované technologie jako přesný stříh, kdy do procesu tváření vstupují různé materiály (oceli, slitiny hliníku, mosazi) je důležité dobře popsat vlastní technologii a chování materiálu v průběhu celého procesu.

Přesný stříh

Přesný stříh je progresivní způsob výroby plošných součástí ve vysokých přesnostech bez následného třískového obrábění. Při technologii přesného stříhu dochází k plastickému porušení materiálu, což zaručuje kvalitní povrch stříhané plochy (obr. 2).

Oproti klasickému stříhu působí v procesu stříhání více sil a to konkrétně střížná síla F_s , přidržovací síla F_p a síla vyhazovače F_v (obr. 2). Dalším zásadním rozdílem je ve střížné vůli, které je pouze 0.5 -1% tloušťky materiálu t . U klasického stříhu je vůle obvykle 5 - 10 % tloušťky materiálu t .



Obr. 2 Síly působící při přesném stříhu
Fig. 2 The forces acting in fineblanking

Právě pro takto popsanou technologii je žádoucí vytvořit přesný materiálový model, který bude

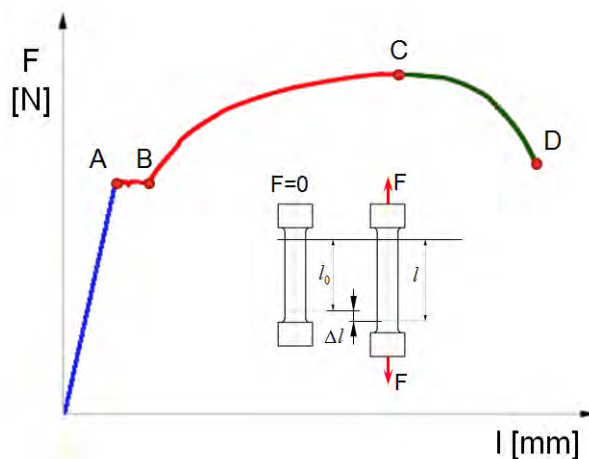
popisovat tok a obecně chování materiálu při rychlostním stříhu v postupovém nástroji pro přesný stříh.

Problém komplexního chování materiálu lze zjednodušeně popsat na křivce z tahové zkoušky, která se obecně skládá ze 4 základních částí (obr. 3). První lineární část tahové zkoušky je popsána Hookovým zákonem (modrá přímka). V druhé části (červená křivka) nastávají první trvalé deformace na mezi kluzu, které plynule pokračuje do třetí části. Dále se materiál zpevňuje plastickou deformací až do meze pevnosti. Po překročení meze pevnosti se dochází k vyčerpání plasticity a vznikají trhliny vedoucí k lomu zkušebního tělesa (zelená část).

Mechanické zkoušení

Takto jednoduchý případ porušení, ale při technologii přesného stříhu nenastává a proto obecně známá tahová zkouška je nedostačující pro popis materiálů.

Pro lepší popsání materiálu při technologii přesného stříhu byl navržen a realizován experimentální program, který se skládá ze dvou mechanických zkoušek. První z nich je tlaková zkouška podle Rastegaeva, kterou lze popsat chování materiálů při působení tlakové síly bez kritéria porušení. Tlakovou zkouškou lze popsat lineární a plastickou část křivky až do meze pevnosti.

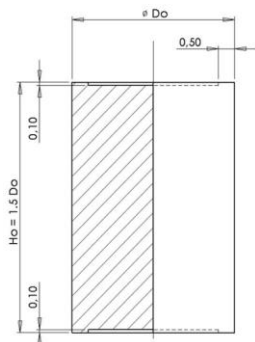


Obr. 3 Záznam z tahové zkoušky
Fig. 3 The graph of the tensile test

Kritérium porušení nadefinováno pomocí tzn. technologické zkoušky, která byla provedena na speciálním přípravku pro přesný stříh na jednoduchém vzorku. Přípravek byl umístěn na servohydraulickém stroji, který umožňuje řízeně testovat materiál při definovaných silách a rychlostech.

Obě mechanická měření byla provedena na vzorcích odebraných z válcovaných pasů v podélném a příčném směru válcování při různých rychlostech zatěžování od 75 až 5000 mm/s při pokojové teplotě. Rozměry vzorků byly závislé na tloušťce pasu, a proto byl zvolen

průměr $D_0 = 8$ mm a výška $H_0 = 11,5$ mm (obr. 4). Pro měření byl použit servohydraulický zkušební stroj MTS 810, který lze velice efektivně řídit, a proto kinematika stroje byla shodná s výrobním lisem.

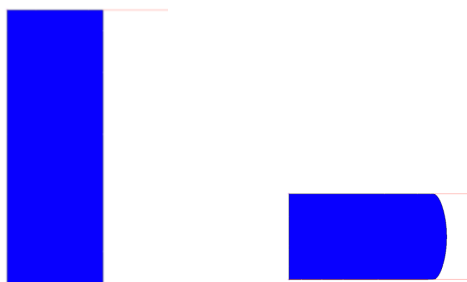


Obr. 4 Vzorek pro tlakovou zkoušku podle Rastegaeva
Fig. 4 The specimen for compression test by Rastegaev

Cílem experimentálního programu bylo popsat materiálové vlastnosti, které slouží jako vstupy pro materiálové modely do numerických simulací.

Numerické simulace s naprogramovaným optimalizačním skriptem

Pro správné popsání materiálových modelů v procesu tváření je nutné simulovat nejdříve mechanické zkoušení za shodných podmínek. V případě uvažování jednoho ortotropního materiálu, z něhož se odebírají vzorky ve v podélném a příčném směru válcování. Dále se měří tři rychlosti zatěžování a pro dynamické zkoušky norma doporučuje pět vzorků pro staticky správné měření. Pak dochází celkově ke třiceti zkouškám. V rámci řešení většího počtu materiálů je nutné také efektivně přistupovat k fitování materiálových dat.

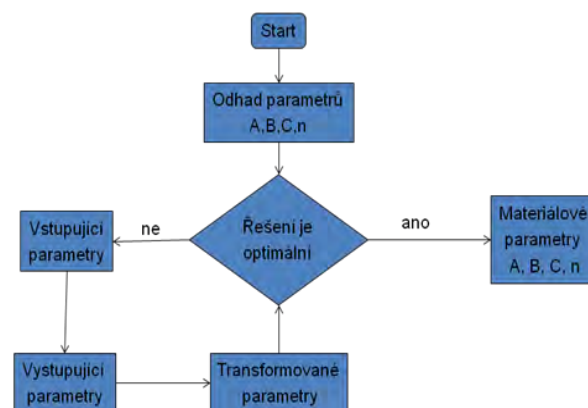


Obr. 5 Axisymetrický model tlakové zkoušky v programu MSC.MARC/MENTAT v počátečním a deformovaném stavu
Fig. 5 Axisymmetric model of compression test in the MSC.MARC/MENTAT in initial and deformed state

V současné odborné světové literatuře lze najít různé přístupy určování materiálových parametrů a to nejen pro elasto-plastické materiály jako jsou slitiny kovů, ale i pro visko-elastické materiály jako jsou pryže. Pro elasto-plastické modely je typický vhodný model přetvárného odporu Johnson-Cooka, který je definován vztahem představující deformačně-napětovou křivku a lze s ním obecně popsat materiál při různých rychlostech deformace a teplotách. Rozměry a tvar

zkušebních vzorků byly navrženy na základě rychlosti deformace, která vzniká při tváření v reálném procesu. Tvar vzorků byl přizpůsoben efektivnímu zpracování dat a proto pro axisymetrickou geometrii vzorku tlakové zkoušky (obr. 4) a také pro axisymetrický zjednodušený vzorek pro přesný střih je možné využít dvourozměrné axisymetrické úlohy (obr. 5). Hlavní výhodou této úlohy je, že při malém počtu elementů je možno popsat dokonale geometrii vzorku. Nízký počet elementů zaručuje rychlou odezvu na změny v iteračním řešení optimalizace. Pro prvotní identifikaci materiálu je popsání způsob vhodný, bohužel pro aplikace na válcovaných pásech je nutno zpřesnit materiálový model pomocí trojrozměrného numerického modelu.

Jak již bylo uvedeno, v první přiblížení byla provedena numerická simulace tlakové zkoušky za shodných okrajových podmínek s fyzikálním měřením. Výstupem zkoušky je záznam ze zkušebního stroje v podobě křivky znázorňující přetvárnou sílu závislou na posuvu příčniku.



Obr. 6 Simplexový algoritmus při využití Johnson-Cookova modelu přetvárného odporu

Fig. 6 Simplex algorithm using the Johnson-Cook model of flow stress

Pro takto jednoduše definovaný případ byl vytvořen numerický model v prostředí MSC.MENTAT s využitím řešiče MSC.MARC. Pro iterační hledání materiálových konstant Johnson-Cookova modelu přetvárného odporu A, B, C a n byl naprogramován optimalizační skript v jazyce PYTHON využívající simplexův algoritmus (obr. 6). Zpřesňování výsledků řešení je definováno účelovou funkcí popsanou simplexovou metodou, která porovnává hodnotu účelové funkce mezi minulým a aktuálním krokem. Velikost odchylky řešení je pevně stanovena.

Cílem skriptu je zefektivnit hledání uvedené materiálové konstanty při různých stavech zatěžování a porovnávat je s naměřenými hodnotami, tzn., že v jedné iteraci je řešeno současně několik výpočtových analýz s různými okrajovými podmínkami. Popsaný postup lze aplikovat samozřejmě i „manuálně“, ale v takovém případě produktivita fitování je poměrně nízká a navíc při složitějších zkouškách a složitějším popisu materiálových vlastností je nutné vkládat

i nestandardní algoritmy do již tak robustního prostředí jako je MSC.MARC/MENTAT.

Pro použití Johnson-Cookova modelu přetvárného odporu pro tváření za studena se obecný vzorec modelu zkrátí o poslední člen rovnice, který postihuje vliv změny teploty. Rovnice (1) zobrazuje zkrácený model a skládá se ze součinu členů závislých na plastické deformaci

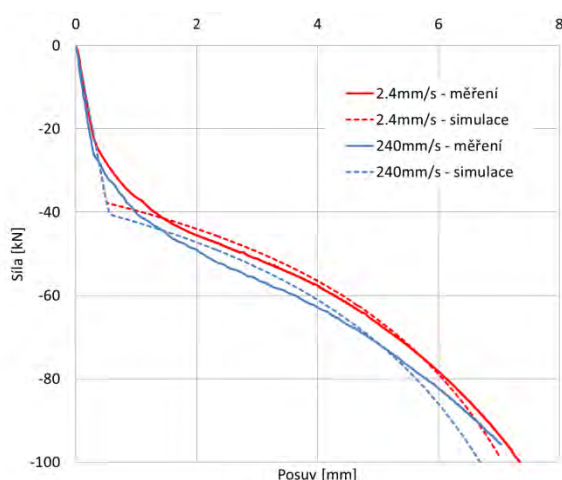
a rychlosti deformace. Konkrétně první výraz $(A + B \cdot \epsilon_p^n)$ obsahuje počátek plastické části napětí-ovně deformační křivky, kde A [MPa] je mez kluzu. Plastická část je závislá na modulu zpevnění B [MPa], plastické deformaci ϵ_p a exponentu deformace

n . Druhý výraz $\left(1 + C \cdot \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}\right)\right)$ se skládá z bezrozměrného koeficientu citlivosti na rychlost deformace C [-] a logaritmu poměru rychlostí deformace $\dot{\epsilon}$ [s⁻¹] a referenční rychlosti deformace $\dot{\epsilon}_0$ [s⁻¹], která se obvykle uvažuje $\dot{\epsilon}_0 = 1$ s⁻¹.

$$\sigma_y = (A + B \cdot \epsilon_p^n) \cdot \left(1 + C \cdot \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}\right)\right) \quad (1)$$

Porovnání výsledků simulace s měřením

Demonstrační příklad použití byl proveden pro ocel ČSN 14 220, z níž byly odebrány vzorky v podélném směru tváření a zatěžovány při 2,4 m/s a 240 mm/s. Ze srovnávacího grafu je vidět vždy plně zobrazené naměřené křivky a čerchované křivky ze simulace pro shodné okrajové podmínky. Vzorek byl odebrán v podélném směru válcování a naladěné konstanty Johnson-Cookova modelu jsou $A = 554$ MPa, $B = 198$ MPa, $n = 0,00035$ a $C = 0,0215$.



Obr. 7 Srovnání numerické simulace a fyzikálního měření
Fig. 7 Comparison of numerical simulation and physical measurements

Závěr

Demonstrováním způsobem lze rychle a efektivně fitovat materiálové modely, kde chytře zvolené zkušební vzorky zjednodušují numerické simulace a vedou je k automatizaci celého fitovacího procesu. Díky prostředí programu MSC.MARC/MENTAT s využitím naprogramovaného optimalizačního skriptu v jazyce PYTHON lze materiálová data popsaná Johnson-Cookova modelu přetvárného odporu použít i v jiných FEM softwarech.

Hlavním cílem řešení bylo získat co nejpřesnější materiálová data a vytvoření numerického modelu technologie stříhu a plošného tváření s objemovými prvky při uvažování ortotropních materiálů.

Na základě srovnávacího grafu lze konstatovat, že materiálový model je vhodný pro popis objemových prvků v plošném tváření.

Poděkování

Tento příspěvek vznikl za finanční podpory projektu EUREKA LF12009: Výzkum a vývoj nové technologie přesného tváření za studena jako náhrada třískového obrábění.

Literatura

- [1] SMIDT R.-A., BITZER F., HÖFER P., HELLMANN M., REH B., RADEMACHER P., HOFFMAN H.: Cold Forming and Fineblanking, 2007, Druckhaus "Thomas Mützen" Germany
- [2] J. DZUGAN, M. SPANIEL, P. KONOPÍK, J. RUZICKA, J. KUZEKKA: Identification of Ductile Damage Parameters for Austenitic Steel, World Academy of Science, Engineering and Technology 20-25. 5. 2012,
- [3] Marc® 2012, Volume A: Theory and User Information
- [4] www.algoritmy.net/article/1416/Simplexova-metoda
- [5] www.troja.fjfi.cvut.cz/~limpouch/numet/extrem/node8.html
- [6] www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=46688
- [7] www.345.vsb.cz/jirihruby/Texty/Shearing_II.pdf
- [8] mechanika.fs.cvut.cz/content/files/tvarne_poruseni.pdf

Numerická simulace primárního tepelného zpracování výkovku hlavní hřídele

Numerical Simulation of Preliminary Heat Treatment of the Forging for the Main Shaft

Ing. Mikuláš Fedorko¹, Ing. Ladislav Maleček¹

¹COMTES FTH, a.s., Průmyslová 995, 334 41 Dobřany, Česká republika

Charakteristickým znakem zmiňovaného typu hřídelí je kuželový tvar těla výkovků po kování. Při výrobě těchto hřídelí někdy dochází k výskytu indikací („trhlin“), které se objevují v kuželové části výkovku, na straně kužele s větším průměrem. Předpokládá se, že tyto indikace vznikají během primárního tepelného zpracování. Tepelné zpracování velkých výkovků je však poměrně komplikovanou záležitostí, kde je potřeba řešit mnoho problémů týkajících se termofyzikálních a fyzikálně-metalurgických procesů, které jsou obtížně popsatelné (např. změny mikrostruktury, přestupy tepla, vznik vnitřních pnutí, apod). K popisu a analýze procesů souvisejících s tepelným zpracováním se proto poměrně často využívají numerické simulace. Výhodou těchto simulací je možnost zkoumání a navrhování různých postupů tepelného zpracování bez rizika vzniku vadných výrobků při použití špatného režimu tepelného zpracování. V simulaci byl řešen výkovek kuželového tvaru z oceli 34CrNiMo6 o hmotnosti cca 80 t. Cílem numerického modelování bylo prověřit dva režimy primárního tepelného zpracování, které se používá pro tento typ hřídele a provést jejich analýzu z pohledu možností vzniku vnitřních pnutí. Pro numerické modelování byl využit software DEFORM HT, který je primárně určen k řešení problémů týkajících se tepelného zpracování.

Klíčová slova: hlavní hřídel, primární tepelné zpracování výkovku, numerické modelování, software DEFORM

The characteristic of the mentioned type of shafts is a conical body shape of forgings after forging. Occurrence of marks (“cracks”) appearing in the conical part of the forging on the cone side with a larger diameter happens during the manufacture of these shafts. It is assumed that these marks are formed during primary heat treatment. Heat treatment of large forgings is quite complicated issue, where it is necessary to deal with many problems related to thermo-physical and physical-metallurgical processes that are difficult to describe (e.g. changes of microstructure, heat transfer, creation of internal stresses, etc). Numerical simulations are often used to describe and analyze the processes associated with heat treatment. The advantage of these simulations is the possibility of testing and designing various methods of heat treatment without the risk of wastes when using a wrong treatment mode. The simulation dealt with a forging of conical shape made of the steel 34CrNiMo6, weighing approximately 80 tons. The goal of the numerical simulation was to verify two modes of primary heat treatment, which were used for this type of shaft, and to analyze them in terms of initiation of internal stresses. The software DEFORM HT, which is primarily designed to solve problems related to heat treatment, was used.

Key words: main shaft, preliminary heat treatment of the forging, numerical simulation, software DEFORM

Během dochlazování (primárního tepelného zpracování) vznikají nestacionární teplotní pole s velkými teplotními gradienty doprovázená významnými strukturními změnami [1]. Uvedené jevy generují vnitřní napětí a deformace, tzn. i změnu rozměrů součástí. Celkové napětí a rozložení vzniklých materiálových struktur má podstatný vliv na možnost vzniku vad, výsledné mechanické vlastnosti oceli, tvrdost a životnost součástí.

Snahou současných výrobců rozměrově velkých výkovků je proto využívat různé numerické metody, založené na metodě konečných prvků, které dovolují predikovat a částečně popsat chování materiálu během tepelného zpracování. Numerická analýza je ve většině případů výrazně levnější než reálné a fyzikální experimenty. S její pomocí lze ve velmi krátké době provést mnoho variant řešení a vybrat variantu, která

nejlépe vyhovuje potřebám výroby a použití pro danou strojní součást. V zahraničí je použití simulačních programů pro technologické procesy standardním nástrojem během vývoje technologie výroby (hlavně v automobilovém a leteckém průmyslu, v těžkém průmyslu a při výrobě velkých strojírenských celků). Cílem provádění virtuálních numerických analýz je omezit počet skutečných experimentálních kusů vyráběných jako prototyp nebo snížit počet zmetků, resp. vícenáklady na opravy. Proto je žádoucí vývoj provádět numericky v co největším rozsahu. Uvedený přístup vede k výraznému zkrácení doby vývoje, zkvalitnění výrobku a hlavně ke snížení nákladů v oblasti vývoje a výroby.

Simulační systém DEFORM

Jedním ze simulačních systému, pracujících na bázi konečných prvků je systém DEFORM. Tento systém byl speciálně navržen pro analýzu tvářecích procesů a procesů souvisejících s tepelným zpracováním. Poskytuje důležité informace o stavech napjatosti, materiálovém toku během tváření, procesních charakteristikách při výměně tepla, apod.

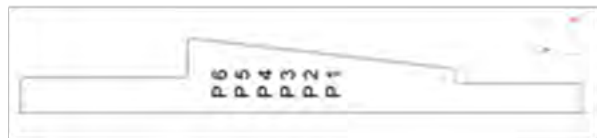
Dovoluje tak uživateli:

- důkladně analyzovat tvářecí a tepelné procesy,
- snížit finanční náklady spojené s výrobou,
- zvýšit kvalitu vyráběného produktu,
- optimalizovat proces výroby.

Součástí systému DEFORM je i modul DEFORM-HT. Tento modul umožňuje analyzovat procesy spojené s tepelným zpracováním. DEFORM-HT umožňuje modelování procesů tepelného zpracování jako je žihání, kalení, popouštění, stárnutí a cementování. Na základě simulací těchto procesů pak dovoluje předpovědět např. tvrdost, zbytková napětí, podíly strukturních složek uvnitř materiálu, velikost zrna a další materiálové charakteristiky důležité pro popis procesu tepelného zpracování [21].

Nejvýznamnější problémy při tepelném zpracování výkovků hlavní hřídele

Při výrobě hlavních hřídelů dochází během výroby ke vzniku indikací, které se objevují v kuželové části výkovku, na straně kužele s větším průměrem. Předpokládá se, že tyto indikace vznikají během primárního tepelného zpracování. Při dalším popisu polohy lze pak říci, že se tyto trhliny vyskytují především ve středové části výkovku [3]. Z tohoto důvodu bylo vybráno ve sledované části výkovku 6 bodů (P1-P6), ve kterých bylo analyzováno tangenciální napětí. Předpokládá se, že právě tangenciální napětí je kritickým napětím, které vyvolává vznik trhlin. Je proto vhodným ukazatelem pro posouzení možnosti vzniku trhlin během primárního tepelného zpracování. Polohu zmiňovaných bodů (P1-P6) ve výkovku hlavní hřídele ukazuje obr. 1.



Obr. 1 Náčrtek hlavní hřídele s orientací jednotlivých bodů pro sledování teplot

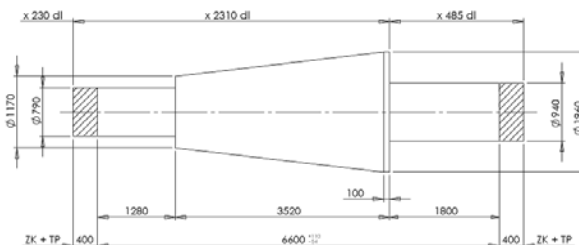
Fig. 1 The main shaft sketch with orientation of individual points for monitoring of the temperature

Vstupní data

Materiálová data pro popis deformačního chování, strukturních přeměn a změn teplotního pole byla

získána ze softwaru JMatPro. Tato data byla vypočtena na základě chemického složení oceli 34CrNiMo6, předpokládané poslední teploty austenitizace 1100 °C (horní kovací teplota v poslední operaci kování) a velikosti zrna 2 dle ASTM (odhad velikosti zrna výkovku po austenitizaci 1100 °C).

Výchozí tvar výkovku hlavní hřídele s jeho rozměry je uveden na obr. 2.



Obr. 2 Kovářský náčrt výkovku hlavní hřídele

Fig. 2 Forging sketch of the forging for the main shaft

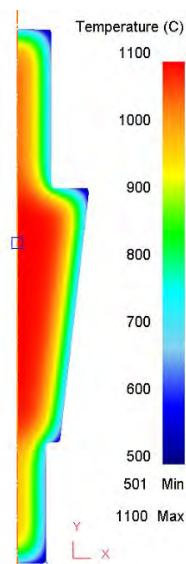
Numerická simulace hlavní hřídele byla řešena jako osově symetrická úloha ve 2D, přičemž osou symetrie byla osa Y. Vstupní tvar výkovku hlavní hřídele použitý pro 2D simulaci je uveden na obr. 3.



Obr. 3 Geometrický tvar výkovku hlavní hřídele použitý pro simulaci
Fig. 3 Geometric shape of the forging for the main shaft used for simulation

Důležité charakteristiky modelu:

- 1) Teplota výkovku před zahájením primárního tepelného zpracování byla 1100 – 501 °C (obr. 4). Toto heterogenní rozložení teplot bylo dosaženo na základě ochlazování výkovku na vzduchu z teploty 1100 °C.
Ochlazování výkovku pro získání tohoto rozložení by mělo odpovídat (zjednodušující předpoklad) ochlazování výkovku během kování v poslední operaci kování a ochlazování během manipulace s výkovkem před zahájením režimu primárního tepelného zpracování.
- 2) Homogenní rozložení teplot pecní atmosféry v peci.
- 3) Výkovky jsou uloženy na peci samostatně.
- 4) V modelu byly uvažovány jak objemové změny způsobené změnou teplot, tak i objemové změny vyvolané v důsledku strukturních přeměn.



Obr. 4 Heterogenní rozložení teplot před začátkem primárního tepelného zpracování

Fig. 4 Heterogeneous temperature distribution at the start of the simulation of preliminary heat treatment

Primární tepelné zpracování hlavní hřídele

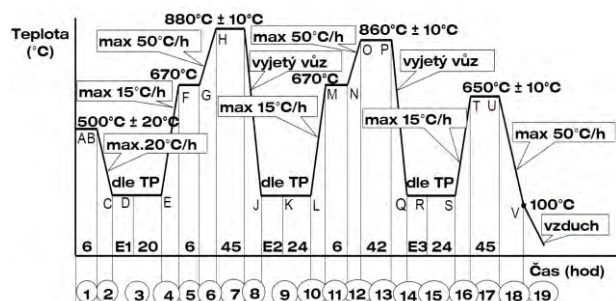
Pro posouzení vychlazování výkovku po kování byly dodány dva režimy primárního tepelného zpracování, které se používají pro tento typ hřídele a provést jejich analýzu. Zjistit průběh teplot a napětí v sledovaných bodech. Chemické složení hlavního hřídele je uvedeno v tab.1.

Tab. 1 Chemické složení oceli 34CrNiMo6 pro simulaci hlavní hřídele (v hmt.%)

Tab. 1 Chemical composition of 34CrNiMo6 steel for the main shaft simulation (wt.%)

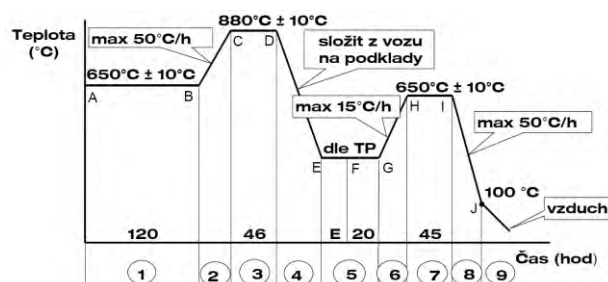
C	Mn	Si	P	S
0,39	0,64	0,27	0,006	0,003
Ni	Mo	Cr	Al	Cu
1,57	0,20	1,58	0,019	0,16

Simulované režimy tepelného zpracování jsou uvedeny na obr. 5 a 6.



Obr. 5 První režim pro simulaci primárního tepelného zpracování hlavní hřídele z materiálu 34CrNiMo6

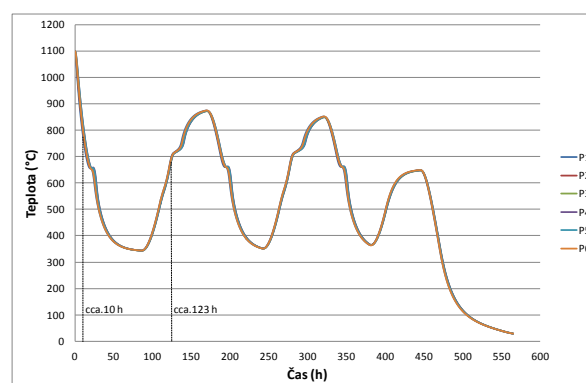
Fig. 5 The first mode of preliminary heat treatment for the simulation of the main shaft made from the 34CrNiMo6 steel



Obr. 6 Druhý režim pro simulaci primárního tepelného zpracování hlavní hřídele z materiálu 34CrNiMo6

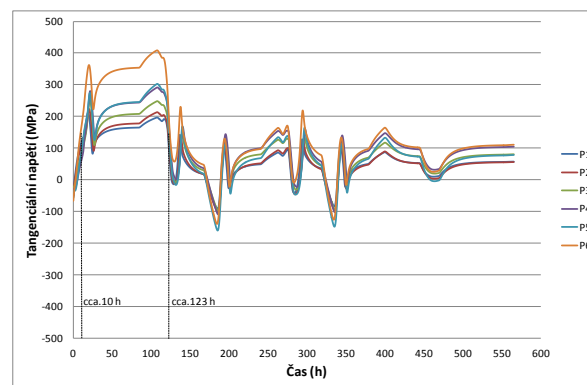
Fig. 6 The second mode of preliminary heat treatment for the simulation of the main shaft made from the 34CrNiMo6 steel

Průběh teplot a napětí prvního režimu ve sledovaných bodech je pak zobrazen na obr. 7. a obr. 8. Průběh teplot a napětí druhého režimu ve sledovaných bodech je pak zobrazen na obr. 9. a obr. 10.



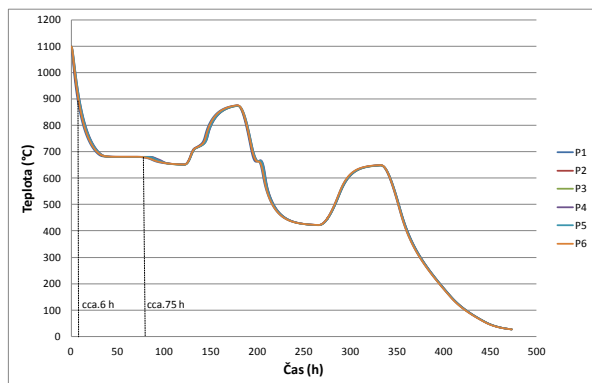
Obr. 7 Průběh teplot ve sledovaných bodech (první režim primárního tepelného zpracování)

Fig. 7 Temperature distribution during the shaft cooling (the first mode of preliminary heat treatment)



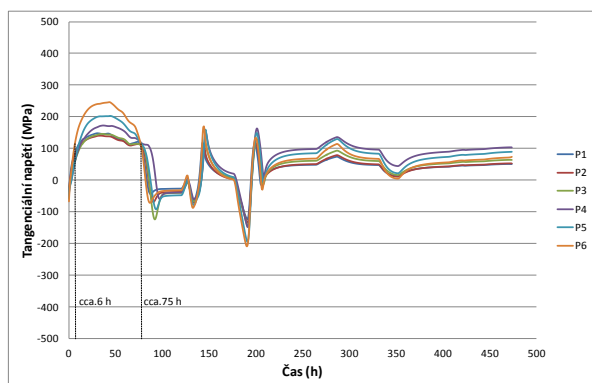
Obr. 8 Průběh napětí ve sledovaných bodech (první režim primárního tepelného zpracování)

Fig. 8 Stress distribution during the shaft cooling (the first mode of preliminary heat treatment)



Obr. 9 Průběh teplot ve sledovaných bodech (druhý režim primárního tepelného zpracování)

Fig. 9 Temperature distribution during the shaft cooling (the second mode of preliminary heat treatment)



Obr. 10 Průběh napětí ve sledovaných bodech (druhý režim primárního tepelného zpracování)

Fig. 10 Stress distribution during the shaft cooling (the second mode of preliminary heat treatment)

Průběh teplot byl určen pomocí metody „point cracking“. Tato metoda umožňuje stanovit libovolnou stavovou veličinu (např. napětí, deformace, apod.), vyskytující se v nabídce sledovaných proměnných v post procesoru simulační systému DEFORM. V našem případě se jednalo o teplotu.

Pro první režim primárního tepelného zpracování lze konstatovat, že největší hodnoty tangenciálního napětí se objevují v časovém intervalu cca. 10 až cca. 123 hod., tj. v období první překrystalizace austenitu (po dokování tvářeného polotovaru). Hodnoty tangenciálních napětí jsou poměrně vysoké a dosahují dokonce až 400 MPa (v bodě P6).

Pro druhý režim primárního tepelného zpracování lze pak konstatovat, že největší hodnoty tangenciálního napětí se objevují v časovém intervalu cca. 6 až cca. 75 hod., tj. také v období první překrystalizace austenitu.

Hodnoty tangenciálních napětí jsou však v porovnání s prvním režimem primárního tepelného zpracování výrazně nižší. Maximální hodnota tangenciálního napětí dosahuje cca. 240 MPa (bod P6).

Na základě těchto skutečností lze předpokládat, že náchylnost výkovku hlavní hřídele ke vzniku trhlin bude v případě druhého režimu primárního tepelného zpracování výrazně nižší než v případě prvního režimu primárního tepelného zpracování. Pravděpodobnost ke vzniku trhlin je v obou případech nejvyšší v období během první překrystalizace austenitu

Závěr

Byl vytvořen zjednodušený 2D model vychlazování výkovku hlavní hřídele respektující teplotní a strukturní přeměny během primárního tepelného zpracování. Tento model bral do úvahy jak objemové změny způsobené změnou teplot, tak i objemové změny způsobené v důsledku strukturních přeměn.

Uvedený model charakterizuje „zdravý výkovek“, tj. nebere do úvahy heterogenity v chemickém složení (vycezeniny). Neuvažuje také vzájemné tepelné působení více výkovků v peci. Zmiňovaný model byl vytvořen především pro analýzu současného stavu a porovnání vhodnosti obou režimů primárního tepelného zpracování.

Na základě analýzy tangenciálních napětí bylo zjištěno, že druhý režim primárního tepelného zpracování je méně náchylný ke vzniku trhlin a to z důvodu existence nižších hodnot tangenciálních napětí během tepelného zpracování.

Uvedené problémy související s tepelným zpracováním velkých výkovků byly řešeny v rámci projektu MPO FR-TI2/132 „Výzkum příčin výrobních vad hmotných výkovků a odlitků s nejvyššími jakostními parametry pro parní, větrné a jaderné elektrárny“.

Literatura

- [1] KREMER, R. OBROUČKA, K. *Ohřev kovů*. 1.vyd. Praha: SNTL, 1974, 421 s.
- [2] ARIMOTO, K. et al. The modelling of Heat Treating Process. In *Heat Treating 1998: Proceedings of the 18th Conference*, Rosemont, ASM International, 1998, p. 23-30. ISBN: 9780871706263.
- [3] JANDOŠ, F. *Vnitřní vady ve výkovku hlavního hřídele pro firmu Thyssen Krupp č. v. 2679*, Interní zpráva, Pilsen Steel s.r.o., 2012, 12 s.

řízení jakosti

Posúdenie príčin vzniku nepodarkov pri tvárnení rúr z ocele P235GH

Assessment of the Causes of Rejects at Forming Tubes Made of the Steel P235GH

Ing. Eduard Prachniar¹, Ing. Drahomíra Prachniarová Bohušová¹

¹BOHUŠ s.r.o., Závadka nad Hronom, Slovenská republika

Objektom skúmania práce bolo posúdiť vplyv kvality rúr ako vstupného materiálu na vznik nepodarkov pri ich tvárnení. Prvá kapitola je venovaná výberu a analýze vzoriek rúr. Testom sme podrobili celkom 4 vzorky. Dva kusy hotových výrobkov, jeden kus z priebehu výroby a jeden kus vstupnej rúry. V ďalšej časti sa charakterizuje metodika merania. Uvedené vzorky sme podrobili nasledovným skúškam: vizuálna kontrola, rozbor mikroštruktúry, meranie tvrdosti, skúška ťahom. Pritom sme porovnávali jednotlivé výsledky, ako sú ovplyvňované v procese tvárnenia.

Záverečná kapitola sa zaoberá hodnotením výsledkov jednotlivých skúšok. Počas testovania vybraných vzoriek autori dospeli k záveru, že na výskyt trhlín na výrobkov firmy BOHUŠ s.r.o. má zásadný vplyv správne nastavené normalizačné dovalcovanie rúr (stav +N).

Kľúčová slová: kvalita rúr, mikroštruktúra, skúška tvrdosti, skúška ťahom

The object of investigation study was to review the impact of the quality of tubes as input material for the formation of faulty pieces at their forming. The first chapter is devoted to the collection and analysis of samples of tubes. We tested 4 samples in total. Two pieces of the finished products, one piece from production and one piece from the input tube. The next chapter describes the measurement methodology. Those samples were subjected to the following tests: visual inspection, microstructure analysis, hardness measurement, tensile test. During these tests we compared the results, how they were affected at the process of forming.

The final chapter deals with the evaluation of the results of individual tests. During testing of samples, the authors concluded that the occurrence of cracks on the company's products BOHUŠ Ltd. strongly influenced by correct setting of the standardization finish rolling of tubes (state + N).

Key words: quality of tubes, microstructure, hardness test, tensile test

Na základe opakujúcich sa problémov pri spracovaní rúr sme sa ako výrobca fittingov rozhodli vypracovať správu o posúdení vplyvu kvality vstupných rúr na množstvo nepodarkov pri ich následnom tvárnení. Spoločnosť BOHUŠ s.r.o., Závadka nad Hronom sa venuje výrobe fittingov už 17 rokov a podiel exportu tvorí viac ako 90 % ich produkcie. Tlak na zvyšovanie kvality výrobkov spoločnosti rastie a preto sa vedenie musí touto problematikou neustále zaoberať. Či už sa jedná školenie pracovníkov, modernizácii strojného a technického vybavenia. V poslednej dobe sme sa museli sústrediť hlavne na kvalitu rúr, ako vstupného materiálu pre výrobu výrobkov spoločnosti BOHUŠ s.r.o.. Pre pomoc sme sa obrátili na STU MTF Trnava a VÚZ priemyselný inštitút SR.

Výber a analýza vzoriek

Na analýzu boli dodané vzorky rúr od rôznych výrobcov.

S VÚZ priemyselný inštitút SR sme analyzovali vplyv tepelného spracovania rúry na množstvo výskytu trhlín po ich pretváraní.

Na analýzu boli dodané štyri vzorky z rúr Ø 168,3 mm s označením Z, D, N a R s hrúbkou steny 4,5 mm. Rúry boli podľa objednávateľa vyrobené z ocele P235GH.

Rúry D a Z boli s pôvodným priemerom Ø 168,3 mm a po tvárnení/lisovaní na jednom konci s priemerom 88,9 mm (obr. 1 a 2). Rúry boli lisované v dvoch/troch stupňoch s medzioperačným žiňaním pred posledným

tvárnením. Rúra s označením N (obr. 3) bola tvárnená za studena len jeden krát s rozmerom menšieho priemeru 114,3 mm.

Rúra R (obr. 4) bola dodaná na skúšku materiálu ťahom v netvárenom stave.



Obr. 1 Rúra Z po viacstupňovom tvárnení
Fig. 1 Tube "Z" after multistage forming



Obr. 2 Rúra D po viacstupňovom tvárnení
Fig. 2 Tube "D" after multistage forming



Obr. 3 Rúra N po jednostupňovom tvárnení
Fig. 3 Tube "N" after multistage forming



Obr. 4 Rúra R v pôvodnom stave pred tvárnením
Fig. 4 Tube "R" in original state before forming

Metodika merania

V rámci rozboru sme vykonali nasledovné skúšky:

- vizuálna kontrola,
- rozbor mikroštruktúry,
- meranie tvrdosti,
- skúška ťahom.

Vizuálnou kontrolou sme identifikovali charakter a polohu chýb tvárnenej rúry.

Rozbor mikroštruktúry sme urobili svetelným mikroskopom OLYMPUS 51GX. Na pozorovanie sme pripravili pozdĺžny rez na konci rúry s $\varnothing$ 168,3 mm a priečny rez z oblasti výskytu trhliny rúry Z. Vzorky sme pripravili brúsením, mechanickým leštením a chemickým leptaním [1, 2].

Tvrdosť sme zmerali Vickersovou metódou pri zaťažení 98,1 N (HV10) podľa STN EN ISO 6507-1 [7]. Tvrdosť materiálu rúr sme stanovili ako aritmetický priemer piatich meraní.

Skúšku ťahom sme vykonali na dvoch plochých skúšobných tyčiach podľa EN ISO 6892-1 pri teplote +20 °C [6].

Výsledky meraní

Vizuálna kontrola

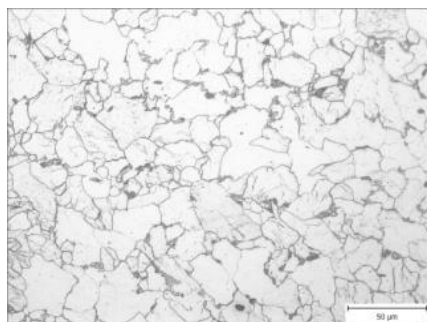
Vizuálnou kontrolou vzorky Z sme zistili intenzívne zvrásnenie vnútorného povrchu rúry v oblasti menšieho priemeru (obr. 5). Lokálne sme pozorovali pozdĺžnu trhlínu v oblasti konca rúry a výraznú priehlbeninu na vonkajšom povrchu.



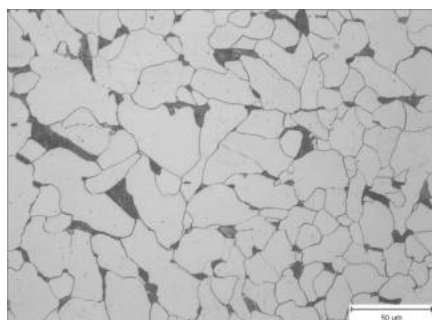
Obr. 5 Rúra Z – zvlínenie obvodu rúry a trhlína
Fig. 5 Tube "Z" – waves around the tube perimeter and crack

Rozbor mikroštruktúry

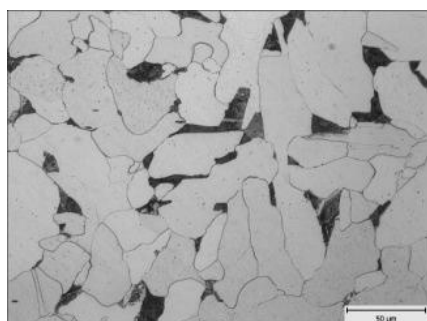
Mikroštruktúru materiálu rúry D dokumentuje obr. 6. Je tvorená zmesou feritu a perlitu. Vonkajší a vnútorný povrch sú oduhličené do hĺbky cca 100 μ m. Mikroštruktúra rúry Z (obr. 7) je tiež feriticko-perlitická s vyšším podielom perlitu v porovnaní s materiálom rúry D. Mikroštruktúru rúr N a R dokumentujú obr. 8 (rúra N) a obr. 9 (rúra R). Mikroštruktúra rúr N a R je tiež feriticko-perlitická s vyšším podielom perlitu v porovnaní s materiálom rúry D.



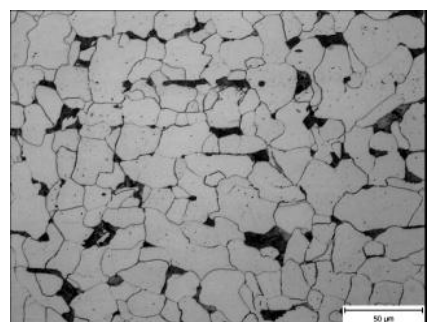
Obr. 6 Mikroštruktúra materiálu rúry D
Fig. 6 Microstructure of material of the tube "D"



Obr. 7 Mikroštruktúra materiálu rúry Z
Fig. 7 Microstructure of material of the tube "Z"

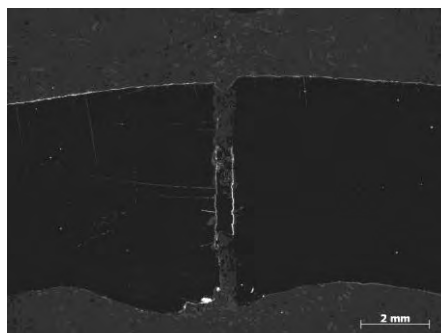


Obr. 8 Mikroštruktúra materiálu rúry N
Fig. 8 Microstructure of material of the tube "N"

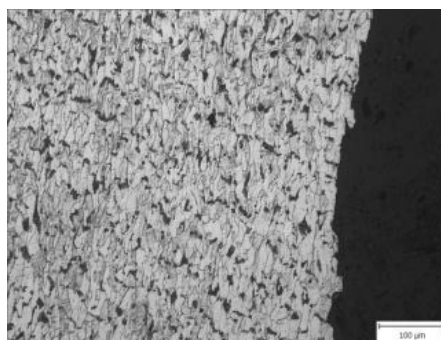


Obr. 9 Mikroštruktúra materiálu rúry R
Fig. 9 Microstructure of material of the tube "R"

Detail trhliny na obvode menšieho priemeru rúry Z dokumentuje obr. 10. Mikroštruktúru v oblasti trhliny dokumentuje obr. 11. Mikroštruktúra je charakteristická výraznou plastickou deformáciou, ktorá sa prejavila výraznou textúrou zŕn feritu.



Obr. 10 Detail trhliny a zvrásnenie rúry Z
Fig. 10 Detail of crack and corrugation of the tube "Z"



Obr. 11 Mikroštruktúra v oblasti trhliny
Fig. 11 Microstructure in the zone of crack

Meranie tvrdosti

Výsledky merania tvrdosti HV10 sú uvedené v tab. 1.

Tab. 1 Namerané hodnoty tvrdosti HV10 materiálu analyzovaných rúr D, Z, N a R.

Tab. 1 Measured values of hardness HV10 of the analysed tubes "D", "Z", "N" and "R"

rúra	Tvrdosť (HV10)	
	Namerané hodnoty	priemer
D	123, 123, 127, 128,	125
Z	193, 181, 181, 177,	182
N	135, 135, 146, 147,	144
R	137, 139, 137, 132,	138

Záver

Na základe rozboru mikroštruktúry, meraní tvrdosti a skúšky ťahom materiálu analyzovaných rúr možno konštatovať, že mikroštruktúra rúry D (po úplnom cykle tvárnenia) má v oblasti veľkého (168,3 mm) a malého (88,9 mm) priemeru rovnakú feriticko-perlitickú mikroštruktúru. Je charakteristická oduhličením povrchu do hĺbky cca 200 μm . Mikroštruktúra tejto rúry vykazuje znaky po žíhaní v oblasti teplôt A_{c1} až A_{c3} (pravdepodobne po medzižíhaní).

Mikroštruktúra materiálu ostatných rúr (Z, N a R) je v oblasti veľkého priemeru rovnaká, feriticko-perlitická s polyedrickými zrnami, s relatívne vyšším podielom perlitu v porovnaní s materiálom rúry D. Morfológia mikroštruktúry odpovedá dodanému stavu. Podľa objednávateľa tieto rúry boli vyrobené z jednej tavby ocele, ktorá podľa výsledkov skúšky ťahom svojimi mechanickými vlastnosťami (výsledky skúšky ťahom materiálu rúry R) spĺňa požiadavky pre oceľ P265GH.

Vyššia medza klzu je pravdepodobne spôsobená dovalcovaním rúry pri nižších teplotách ako je teplota normalizačného valcovania.

Rúry Z, N a R nevykazujú po tvárnení stopy po oduhlčení, ako stopy po tepelnom spracovaní. Rúra Z, ktorá sa po viacnásobnom tvárnení porušila na obvode malého priemeru, má mikroštruktúru v oblasti trhlíny výrazne zdeformovanú. To znamená, že zásoba plasticity materiálu rúry sa pri tvárnení vyčerpalá, čo bolo príčinou porušenia. Zo znakov mikroštruktúry (oduhlčenie) možno konštatovať, že predmetná rúra nebola medzioperačne žihaná.

Na základe výsledkov rozboru a skúšok predpokladáme, že príčinou porušenia rúry pri tvárnení bolo:

- vyššia medza klzu dodaného materiálu, ktorého vlastnosti odpovedajú kvalite ocele P265GH,
- vynechanie medzioperačného žihania resp. žihania na nižšej teplote aká sa vyžaduje na obnovu deformačnej schopnosti ocele po tvárnení.

Na zabezpečenie kvality rúr vhodných na výrobu výliskov preto odporúčame požadovať kvalitu ocele P235GH s normalizačným dovalcovaním (stav +N).

Materiál, ktorý spĺňa požiadavky kvality ocele P265GH, nie je vhodný na daný účel pri súčasnom technologickom postupe.

Literatúra

- [1] JECH, J. Tepelné zpracování oceli Metalografická příručka, Praha 1983, SNTL - Nakladatelství technické literatury
- [2] SMÓLING, K. Tepelné a chemicko-tepelné spracovanie v príkladoch, Bratislava 1980, ALFA, vydavateľstvo technickej a ekonomickej literatúry, ISBN 80-05-00093-6
- [3] POČTA, B. Základy teorie tváření kovů, Praha 1966, SNTL - Nakladatelství technické literatury
- [4] RYŠ, P., CENEK, M., MAZANEC, K., HRBEK, A. Železo a jeho slitiny, Praha 1975, ACADEMIA. Nakladatelství Československé Akademie Věd
- [5] EN STN 10216-2: Bezšvové oceľové rúry na tlakové účely. Technické dodacie podmienky. Časť 2: Nelegované a legované oceľové rúry so špecifickými vlastnosťami pri zvýšenej teplote
- [6] EN STN 6892-1: Kovové materiály. Skúška ťahom. Časť 1: Skúška ťahom pri teplote okolia
- [7] STN EN ISO 6507-1: Kovové materiály. Vickersova skúška tvrdosti. Časť 1: Skúšobná metóda
- [8] EN STN 10253-2: Tvarovky na priváranie na tupo. Časť 2: Nelegované a legované feritické ocele s osobitnými kontrolnými požiadavkami

SCOPE & TOPICS:

- Mechanical Engineering
- Electronics Engineering
- Medical Innovative Technologies
- Biotechnology and Bioengineering
- Agriculture Innovative Technologies
- Aerospace and Aeronautical Engineering
- Material Sciences
- Computer Science
- Industrial & Manufacturing Engineering
- Production Engineering
- Engineering Design
- Optimal Shape Design
- Nano Science
- Intelligent Manufacturing Systems
- Mechatronics/Robotics
- Modeling and Simulation
- High Performance Computing
- AI, Genetic Algorithm, Neural Networks
- Measurement and Inspection
- Metallurgy
- Automotive Industry
- Virtual Engineering
- Signal, image, and information processing
- Modeling & Optimization of Systems and Processes
- Automation and Robotics
- CAD/CAM/FMS/CIMS
- Internet Lab Sharing and Networking
- Biological Manufacturing Systems
- Tribology
- Environmentalistics
- Energy, Energy plants, Thermal Engineering
- Renewable and Non conventional Energy Sources
- Production Management
- Quality Management
- Maintenance, Logistics

International Conference on Innovative Technologies

IN-TECH2013

10. - 12. 09. 2013 BUDAPEST / HUNGARY
13. 09. 2013 CULTURAL DAY
SPECIAL EXCURSIONS

A CHANCE TO MEET WITH SPECIALISTS AND AUTHORITIES ON MAIN TOPICS OF INTEREST...

SELECTED PAPERS WILL BE CONSIDERED FOR PUBLICATION IN ISSUES OF CO, SCI AND CSA JOURNALS...

AN OPPORTUNITY TO ESTABLISH NEW CONTACTS AND COORDINATION CHANNELS BETWEEN SCHOOLS, COMPANIES AND AUTHORITIES AT INTERNATIONAL SITES.

A FULL SOCIAL PROGRAMME FOR DELEGATES AND ACCOMPANYING PERSONS WILL BE ORGANIZED, INCLUDING A GALA DINNER AND TOURS TO PLACES OF CULTURAL AND HISTORICAL INTEREST.



	<15.07.	>15.07.
PARTICIPANTS	350,- €	400,- €
ACCOMPANYING PERSON	200,- €	250,- €
STUDENT	240,- €	280,- €
PAPER WITHOUT PARTICIPANTS	200,- €	220,- €

DEADLINES:

PAPER ABSTRACT / POSTER ABSTRACT	BEFORE JUNE 20. 2013
ACCEPTANCE NOTIFICATION	BEFORE JUNE 30. 2013
FINAL PAPERS / POSTER BEFORE	BEFORE JULY 15. 2013
REGISTRATION FEE	BEFORE AUGUST 15. 2013

www.in-tech.info

hutní výroba v ČR a SR

Meziroční porovnání měsíčních a postupných hutních výrob roku 2012 a 2013

	Výroba *)			Výroba	Index	Výroba	Index	Výroba	Index
	duben	květen	leden-květen	duben		květen		leden-květen	
	2013	2013	2013	2012	2013/12	2012	2013/12	2012	2013/12
	tis.t	tis.t	tis.t	tis.t	%	tis.t	%	tis.t	%
KOKS									
CELKEM	276,00	285,69	1 391,35	282,19	97,81	288,39	99,07	1 423,87	97,72
z toho (HŽ) ČR	151,23	152,32	752,39	150,55	100,45	156,07	97,60	763,60	98,53
(HŽ) SR	124,77	133,37	638,96	131,64	94,78	132,32	100,80	660,28	96,77
AGLOMERÁT									
CELKEM	690,82	776,21	3 509,20	696,59	99,17	738,50	105,11	3 377,21	103,91
z toho ČR	447,12	485,51	2 244,80	417,19	107,17	452,70	107,25	2 136,01	105,09
SR	243,70	290,70	1 264,40	279,40	87,22	285,80	101,71	1 241,20	101,87
SUROVÉ ŽELEZO									
CELKEM	631,75	690,34	3 284,22	668,75	94,47	672,02	102,73	3 273,62	100,32
z toho ČR	324,99	358,05	1 696,93	343,31	94,66	362,61	98,74	1 715,72	98,90
SR	306,76	332,29	1 587,30	325,44	94,26	309,41	107,39	1 557,91	101,89
SUROVÁ OCEL									
CELKEM	789,31	886,37	4 178,74	874,13	90,30	871,62	101,69	4 250,03	98,32
z toho ČR	401,73	467,48	2 182,98	467,42	85,95	486,72	96,05	2 312,95	94,38
SR	387,58	418,89	1 995,77	406,71	95,30	384,91	108,83	1 937,08	103,03
KONTISLITKY									
CELKEM	749,86	851,12	3 991,70	830,30	90,31	827,38	102,87	4 032,31	98,99
z toho ČR	363,25	433,20	2 000,78	424,59	85,55	443,47	97,68	2 100,23	95,26
SR	386,61	417,92	1 990,92	405,71	95,29	383,91	108,86	1 932,08	103,05
BLOKOVNY									
CELKEM	41,91	49,98	237,98	31,82	131,73	48,31	103,46	230,93	103,05
z toho ČR	41,91	49,98	237,98	31,82	131,73	48,31	103,46	230,93	103,05
SR	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
VÁLCOVANÝ MATERIÁL									
CELKEM	754,69	780,51	3 791,47	737,16	102,38	726,88	107,38	3 768,16	100,62
z toho ČR	403,69	432,10	2 064,13	400,84	100,71	409,11	105,62	2 096,85	98,44
SR	351,00	348,41	1 727,35	336,32	104,37	317,78	109,64	1 671,31	103,35
TRUBKY									
CELKEM	67,64	65,21	319,63	66,14	102,27	67,61	96,46	338,60	94,40
z toho ČR	47,06	43,92	216,37	44,42	105,93	44,81	98,02	229,24	94,38
SR	20,58	21,29	103,26	21,72	94,78	22,80	93,38	109,36	94,43
TAŽENÁ, LOUPANÁ, BROUŠENÁ OCEL									
CELKEM= (HŽ)Č	16,00	15,92	79,76	14,64	109,29	15,44	103,07	75,55	105,58
STUDENÁ PÁSKA KLASICKÁ									
CELKEM= (HŽ)Č	2,68	2,50	12,46	2,53	105,69	2,81	88,95	13,40	92,94
POZNÁMKA: *) Za poslední měsíc jsou údaje předběžné									
Zpracoval: Hutnictví železa, a.s. - ing. Vala									

Meziroční porovnání měsíčních a postupných hutních výrob roku 2012 a 2013													
	Výroba *)			Výroba	Index	Výroba	Index	Výroba	Index				
	květen	červen	leden-červen										
	květen									červen		leden-červen	
	2013	2013	2013							2012	2013/12	2012	2013/12
		tis.t		tis.t	%	tis.t	%	tis.t	%				
KOKS													
CELKEM	285,69	276,32	1 667,67	288,39	99,07	284,41	97,16	1 708,28	97,62				
z toho (HŽ) ČR	152,32	147,28	899,67	156,07	97,60	153,39	96,02	916,98	98,11				
(HŽ) SR	133,37	129,04	768,00	132,32	100,80	131,02	98,49	791,30	97,06				
AGLOMERÁT													
CELKEM	776,21	723,00	4 232,20	738,50	105,11	666,49	108,48	4 043,69	104,66				
z toho ČR	485,51	483,00	2 727,80	452,70	107,25	434,59	111,14	2 570,59	106,12				
SR	290,70	240,00	1 504,40	285,80	101,71	231,90	103,49	1 473,10	102,12				
SUROVÉ ŽELEZO													
CELKEM	690,34	600,80	3 885,02	672,02	102,73	651,02	92,29	3 924,65	98,99				
z toho ČR	358,05	336,31	2 033,24	362,61	98,74	348,06	96,63	2 063,77	98,52				
SR	332,29	264,49	1 851,78	309,41	107,39	302,97	87,30	1 860,87	99,51				
SUROVÁ OCEL													
CELKEM	886,37	774,24	4 952,98	871,62	101,69	800,84	96,68	5 050,87	98,06				
z toho ČR	467,48	432,58	2 615,55	486,72	96,05	430,18	100,56	2 743,12	95,35				
SR	418,89	341,66	2 337,43	384,91	108,83	370,66	92,18	2 307,74	101,29				
KONTISLITKY													
CELKEM	851,12	743,04	4 734,74	827,38	102,87	763,54	97,32	4 795,85	98,73				
z toho ČR	433,20	402,35	2 403,13	443,47	97,68	393,88	102,15	2 494,11	96,35				
SR	417,92	340,69	2 331,61	383,91	108,86	369,66	92,16	2 301,74	101,30				
BLOKOVNY													
CELKEM	49,98	48,29	286,27	48,31	103,46	49,73	97,11	280,66	102,00				
z toho ČR	49,98	48,29	286,27	48,31	103,46	49,73	97,11	280,66	102,00				
SR	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00				
VÁLCOVANÝ MATERIÁL													
CELKEM	780,51	723,58	4 515,05	726,88	107,38	752,86	96,11	4 521,02	99,87				
z toho ČR	432,10	403,49	2 467,61	409,11	105,62	398,41	101,28	2 495,26	98,89				
SR	348,41	320,09	2 047,44	317,78	109,64	354,46	90,30	2 025,77	101,07				
TRUBKY													
CELKEM	65,21	62,58	382,21	67,61	96,46	66,26	94,44	404,86	94,40				
z toho ČR	43,92	42,63	259,00	44,81	98,02	45,54	93,61	274,78	94,26				
SR	21,29	19,95	123,21	22,80	93,38	20,72	96,27	130,08	94,72				
TAŽENÁ, LOUPANÁ, BROUŠENÁ OCEL													
CELKEM= (HŽ)Č	15,92	14,97	94,73	15,44	103,07	14,55	102,85	90,10	105,14				
STUDENÁ PÁSKA KLASICKÁ													
CELKEM= (HŽ)Č	2,50	2,58	15,04	2,81	88,95	2,49	103,90	15,89	94,66				
POZNÁMKA: *) Za poslední měsíc jsou údaje předběžné													
Zpracoval: Hutnictví železa, a.s. - ing. Vala													

zprávy z podniků a řešitelských pracovišť

Aplikační možnosti plastometru Gleeble 3800 se simulačním modulem Hydrawedge II na VŠB-TU Ostrava

prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.¹, Ing. Petr Kawulok, Ph.D.¹

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

V prosinci 2012 se splnil desítky let trvající sen několika generací českých výzkumníků z oblasti objemového tváření a materiálového inženýrství. V Laboratoři intenzivních procesů tváření materiálů **Regionálního materiálově technologického výzkumného centra** (na Fakultě metalurgie a materiálového inženýrství VŠB – Technické univerzity Ostrava) byl jako první v České republice instalován a zprovozněn špičkový servo-hydraulický plastometr renomované firmy Dynamic Systems Inc. (USA), jenž díky mnoha patentovaným technikám a speciálnímu řídicímu počítačovému systému splňuje nejnáročnější požadavky na dynamické tepelně mechanické zkoušení a simulaci reálných víceúběrových procesů tváření nebo tepelného zpracování kovových materiálů. **Simulátor deformací za tepla HDS-20** je stavebnicový soubor zařízení s hlavními komponentami nejnovějšího plastometru Gleeble 3800 a simulačního modulu Hydrawedge II (obr. 1). Experimentální komplex tohoto typu, využívající zejména různé sofistikované režimy deformace tlakem nebo tahem, je v celosvětovém měřítku všeobecně považovaný za standard v oblasti výzkumu deformačního chování materiálu za tepla, a v České republice byl až dosud výrazně postrádán.

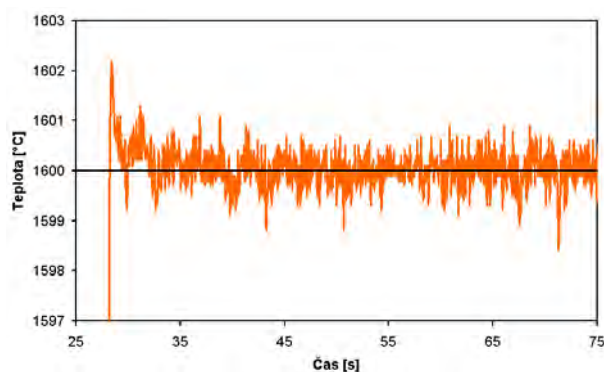


Obr. 1 Sestava simulátoru HDS-20 s pohledem do pracovní vakuové komory (výřez vpravo dole) a s nezbytnou svářečkou termočlávkových drátů (vlevo dole)

Základní parametry nového zařízení a příklady jeho aplikačních možností

Plastometr Gleeble 3800 je plně integrovaný teplotně-mechanický testovací systém s uzavřenou (zpětnovazebnou) řídicí smyčkou. Digitální systém řízení procesů, archivace a zpracování naměřených dat kombinuje průmyslové procesory s programy pracujícími na řídicím PC pod operačním systémem Windows. Při odporovém ohřevu materiálu a **simulaci tepelného zpracování včetně zušlechťování** je možno rychlostí až $10000\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ dosáhnout maximální teploty vzorku $1700\text{ }^{\circ}\text{C}$. Rychlost teplotních změn, délka ohřívání zóny a teplotní profil po délce vzorku (typicky válcovitého tvaru o průměru 6 nebo 10 mm) je zásadně ovlivňována druhem aplikovaných čelistí (tzn. jejich tvarem, kontaktní plochou se vzorkem a materiálem – tím je měď nebo ocel).

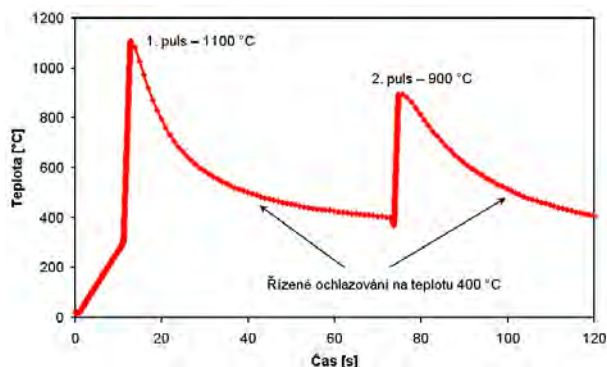
Povrchová teplota vzorku je měřena až čtyřmi navařenými termočládky, registrována stejně jako jiné měřené veličiny frekvencí max. 50 kHz a regulována s vysokou přesností při naprogramovaných izotermických výdržích (obr. 2) i dílčích lineárních změnách teploty. Ochlazování vzorku lze volit volně (s odvodem tepla do čelistí při maximální ochlazovací rychlosti řádově $10^2\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$), s pomocí vzduchových trysek nebo kalením vodou (s rychl. řádově $10^3\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$).



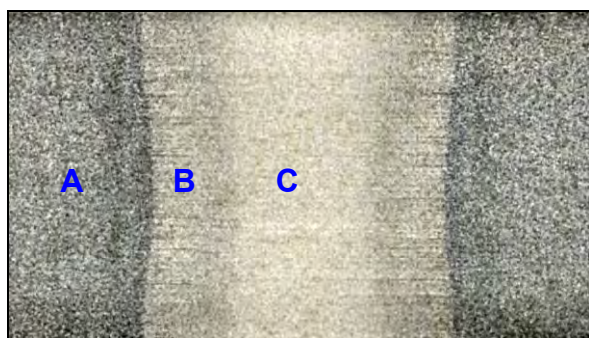
Obr. 2 Důkaz přesnosti regulace teploty (nominálně 1600 °C)

Zvláštním případem tepelného zpracování je velmi efektivní **simulace svařování obloukem nebo laserem**, využívající naprogramovaný režim jednorázového nebo opakovaného (max. desetinásobného) pulsního ohřevu hranolovitěho vzorku o příčném průřezu 10 x 10 mm. Ve speciálním řídicím software lze zadat energii

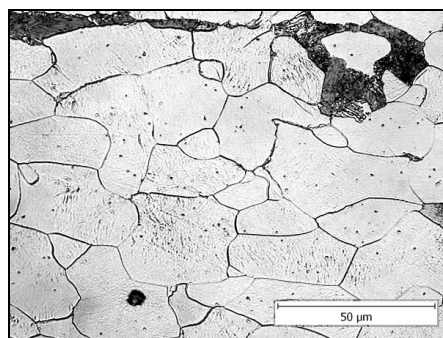
jednotlivých pulsů, teplotní parametry „svařování“, průběh křivek chladnutí aj. Výsledkem testu je vzorek s tepelně ovlivněnou oblastí (HAZ), určený pro následné strukturní analýzy a mechanické zkoušky – viz obr. 3 a 4.



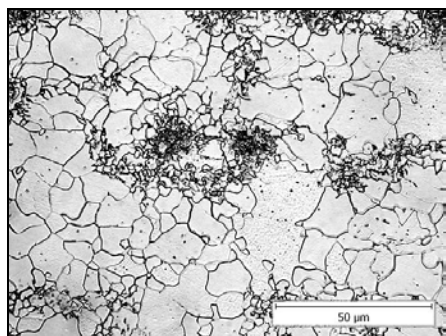
Obr. 3 Příklad řízení teploty během simulace svařování nízkouhlíkové oceli dvěma pulsy



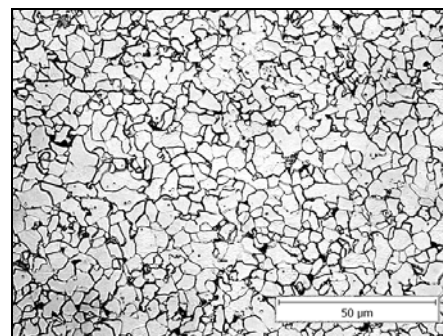
a) makrostruktura tepelně ovlivněné oblasti (HAZ)



b) detail mikrostruktury vzorku odebraného z místa A



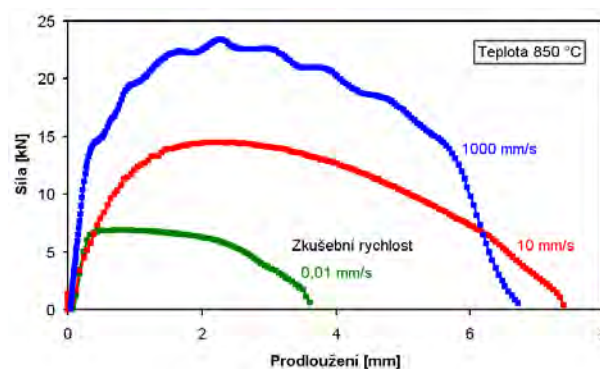
c) detail mikrostruktury vzorku odebraného z místa B



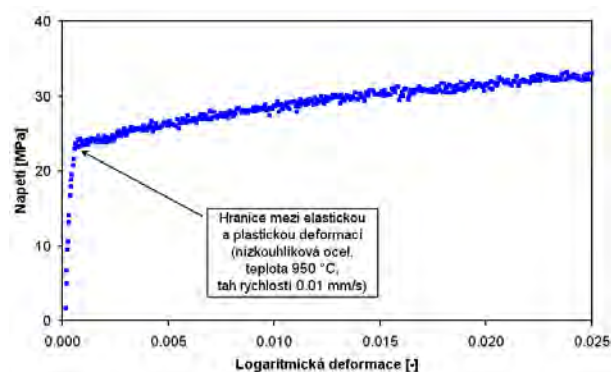
d) detail mikrostruktury vzorku odebraného z místa C

Obr. 4 Struktura v různých oblastech HAZ (s parametry simulace na obr. 3)

Zkoušky jednoosým tahem za tepla či polotepla mohou být prováděny na dlouhých válcovitých vzorcích o průměru 10 mm, 6 mm nebo 4 mm rychlostí 0,001 – 2000 mm·s⁻¹ (oproti poloviční maximální rychlosti u staršího modelu Gleeble 3500) při maximální síle 98 kN. Jsou vhodné zejména ke zkoušení tvařitelnosti materiálu spojitou deformací do lomu za nepříznivého stavu tahové napjatosti, jenž činí tuto zkoušku velmi citlivou – viz obr. 5. Přídavné zařízení určené pro vysoce přesné měření velmi malých deformací spolu s algoritmem pro výpočet napětí umožňuje přesné zjišťování hranice mezi pružnou a plastickou deformací („meze kluzu“) za zvýšených teplot – viz obr. 6.

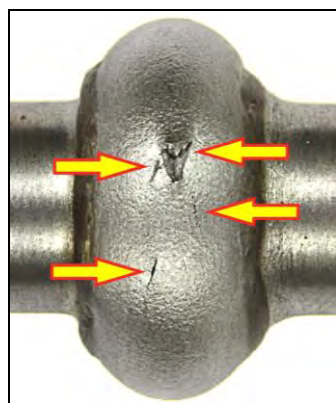


Obr. 5 Výsledky zkoušky tahem Cr-Mo oceli



Obr. 6 Určení „meze kluzu“ tahovou zkouškou za tepla

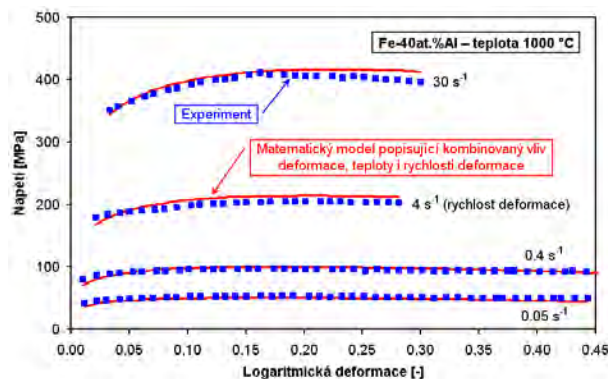
Tzv. **SICO test tvařitelnosti** je založen na záměrném otevírání napětově indukovaných trhlin ve volně se šířící středové části dlouhého válcovitého vzorku o průměru 10 mm (obr. 7), odporově ohřátém a intenzivně napěchovaném jedním či více úběry pomocí modifikovaných čelistí určených pro zkoušku tlakem. Parametry jednotlivých úběrů (teplota, velikost a rychlost deformace) jsou samozřejmě volitelné a počítačově řízené. Je možno takto jednoduše zkoumat např. i sklon svarů k praskavosti.



Obr. 7 Trhliny v napěchované části vzorku po SICO testu (ocel legovaná niklem)

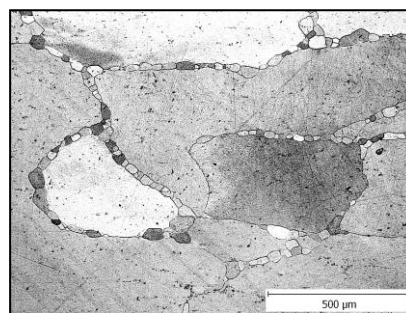
Izotermické zkoušky jednoosým tlakem (realizované nejčastěji na krátkých válcovitých vzorcích o průměru 10 mm a výšce 12 či 15 mm při velmi širokém rozsahu rychlostí deformace $10^{-3} - 10^2 \text{ s}^{-1}$ a zatěžovací síle max. 196 kN – což je dvojnásobná dovolená síla oproti plastometru Gleeble 3500) slouží zejména ke zjišťování spojitých i přerušovaných napětových křivek, které jsou základem pro vývoj matematických modelů deformačních odporů a predikci tvářecích sil konstruktéry i uživateli technologických zařízení (obr. 8).

Vedlejším produktem takovýchto testů jsou i cenné informace o dynamických uzdravovacích procesech. Získaná data slouží mj. jako základ počítačových programů simulujících tvářecí procesy matematicky (nejčastěji metodou konečných prvků).

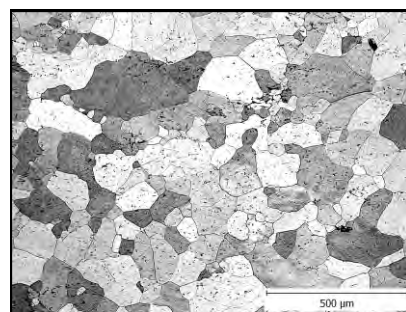


Obr. 8 Křivky deformace-napětí získané jednoosými zkouškami tlakem za tepla

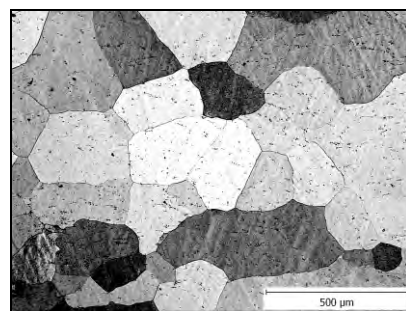
Fixací struktury po deformaci vzorku a izotermické výdrži lze připravovat vzorky vhodné pro různé strukturní analýzy, vedoucí k informacím o kinetice postdynamických uzdravovacích procesů (viz obr. 9), precipitaci apod.



a) start rekystalizace na hranicích deformovaných zrn



b) rekystalizovaná struktura

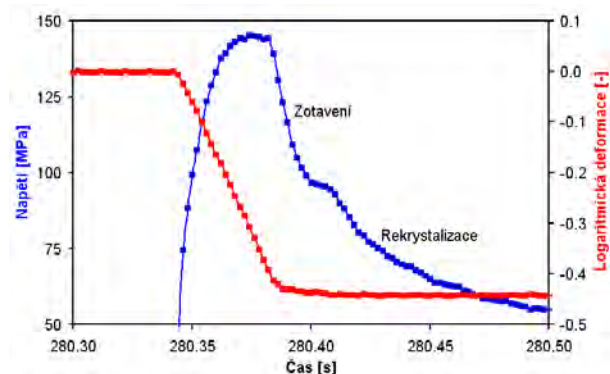


c) zhrubnutí rekystalizovaných zrn

Obr. 9 Průběh statické rekystalizace během izotermické výdrže po tváření aluminidu železa typu Fe-40at.%-Zr-B

Efektivním metodou, jak na jednom vzorku rozpoznat jednotlivé typy postdynamických uzdravovacích procesů (statické zotavení – metadynamická

rekrytalizace – statická rekrytalizace) a kvantifikovat jejich kinetiku, je aplikace speciálního **relaxačního testu**, který je založen na registraci klesajícího napětí po tlakové deformaci válcovitých nebo hranolovitých vzorků. Po ohřevu a deformaci vzorku následuje izotermická výdrž s kovadly ve finální poloze, odpovídající zvolenému úběru. Relaxace napětí, resp. průběh uzdravovacích procesů v materiálu se projevuje poklesem síly měřené mezi kovadly (obr. 10).

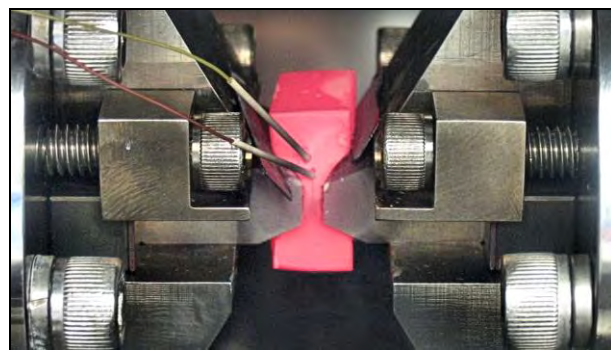


Obr. 10 Příklad relaxační křivky s velmi rychlým působením statického zotavení (nizokouhliková ocel)

Anizotermické zkoušky tlakem s rovinnou deformací jsou určeny přednostně k simulaci komplexních víceúběrových režimů tváření typu vysokorychlostního (např. řízené válcování na spojitych tratích) i nizkorychlostního (např. kování na lisu s následným řízeným ochlazováním). Jejich výsledkem je většinou optimalizace stávajících technologií zpracování ocelí a neželezných slitin, nebo podklady pro zavádění technologií nových – což se týká zejména využívání progresivních kovových materiálů. Tyto simulace jsou přednostně realizovány na speciálně k tomu určenému modulu Hydrawedge II.

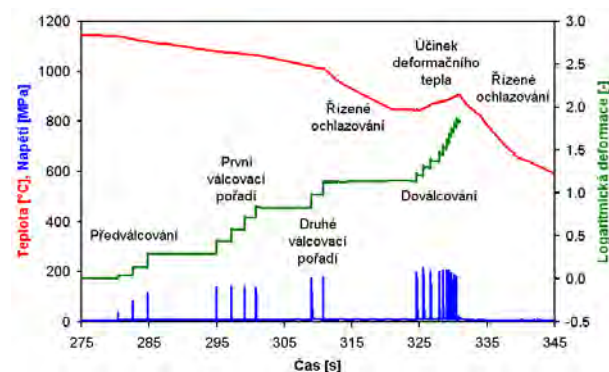
Přesná simulace víceúběrového tváření vyžaduje dodržení konstantní rychlosti deformace v každém kroku s okamžitým zastavením na konci příslušného úběru. Pro splnění tohoto úkolu bylo zkonstruováno speciální zařízení. **Výměnný modul Hydrawedge II**, synchronizovaný s hlavní jednotkou plastometru, funguje jako flexibilní mechanická zarážka, umožňující zastavení hydraulického beranu nárazem do nepohyblivého předmětu. Modul se používá pro naprogramování přesných opakovaných úběrů, pro něž je nutno vzorkem pohybovat, jelikož hydraulický beran se zastaví vždy ve stejném bodě. To umožňuje přesně řídit velikost deformace za současného samostatného řízení rychlosti deformace vzorku. Bez takového zařízení všechny rychlé servo-hydraulické stroje trpí značnými překmity přes zadané meze deformace, nebo se musejí před zastavením beranu zpomalit ve správné výšce vzorku. V prvním případě jsou výsledkem úběry odlišné od naprogramovaných, zatímco ve druhém případě probíhají strukturotvorné procesy při významně nižších rychlostech deformace, než bylo žádáno – obě může zásadně ovlivnit finální mikrostrukturu.

Modul Hydrawedge II může v zásadě pracovat se dvěma základními typy vzorků: válcovitých (určených pro jednoosý tlak), nebo hranolovitých (nyní výšky 10 mm, šířky 15 mm a délky 20 mm, po případném upgradu zařízení i větších rozměrů). Do hranolovitých vzorků je zatlačováno kovadlo šířky 5 mm a nedeformované oblasti vzorku plní funkci volných konců, snižujících tok materiálu v příčném směru. Výsledkem je výhodný **rovinný stav deformace**, velmi podobný např. deformačním poměrům při válcování a vybraných operacích volného kování (obr. 11).



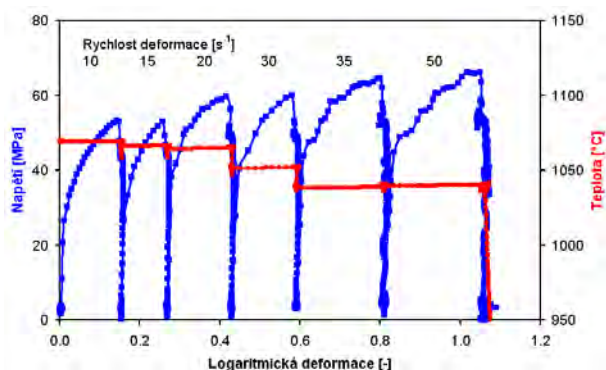
Obr. 11 Vzorek pro zkoušku tlakem částečně deformovaný kovadly z karbidu wolframu

Každý z max. 20 naprogramovatelných úběrů o délce trvání min. 0,018 s může probíhat deformační rychlostí až 100 s^{-1} . Samozřejmostí je velmi přesné řízení teplotního režimu v průběhu celého cyklu, ve fázi anizotermického tváření i následujícího řízeného ochlazování – viz např. obr. 12.



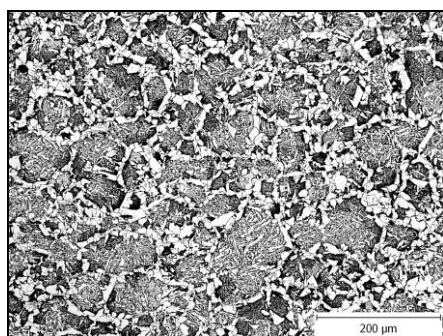
Obr. 12 Průběh a výsledky komplexní simulace řízeného válcování a ochlazování nizokouhlikové oceli

Flexibilita zařízení činí z modulu Hydrawedge II ideální nástroj pro optimalizaci technologií tváření z hlediska energosilového i z hlediska řízení finální struktury a komplexu mechanických vlastností. Příklad vysoce ceněných křivek deformace-napětí při přerušované vysokorychlostní deformaci je uveden na obr. 13.

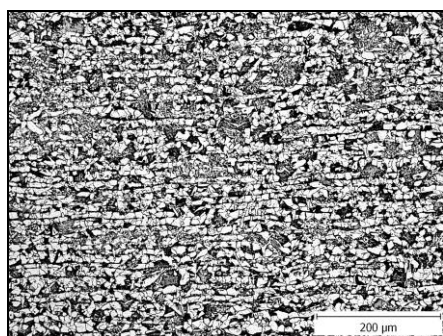


Obr. 13 Křivky deformace-napětí získané při simulaci vysokorychlostního tváření (nizkougliková ocel)

Srovnávací experimenty ukázaly, že zkoušky realizované na válcovitých vzorcích jednoosým tlakem jsou vhodnější pro přesné určování přirozených deformačních odporů a pro simulace procesů spojených s pěchováním materiálu. Naopak výsledky zkoušek spjatých s rovinným stavem vyvozené deformace jsou mnohem reprezentativnější při simulaci procesů podélného válcování, kovářských operací prodlužování apod. (viz výsledky simulací řízeného válcování mikrolegované oceli na obr. 14, kde při jednoosém tlaku nevznikla očekávaná struktura s řádkovitým uspořádáním ve směru válcování).



a) po jednoosém tlaku

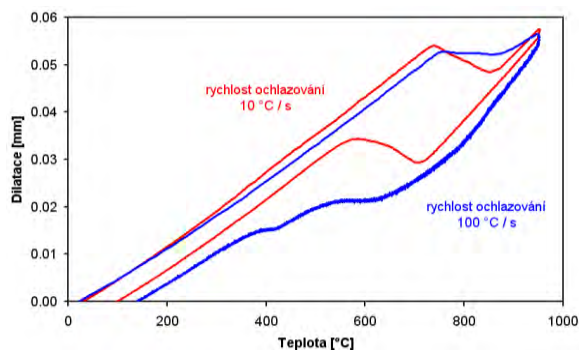


b) po rovinné deformaci

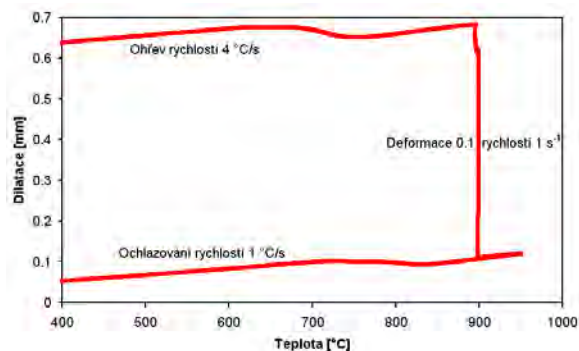
Obr. 14 Porovnání mikrostruktury středových částí vzorků zpracovaných shodným simulačním režimem (mikrolegovaná ocel)

Dilatometrická studia umožňují určovat teploty fázových přeměn a sestavovat izotermické i anizotermické rozpadové diagramy materiálu i s aplikací předchozí deformace. Nejvyšší teplota ohřevu je v tomto případě 1400 °C. Ochlazovací rychlost až $10^2 \text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$ (obr. 15) je omezena při studiu rozpadových

křivek s předchozí tlakovou deformací (obr. 16). Předností těchto experimentů, prováděných na shodném zařízení, je efektivní možnost určení přesného vlivu předchozí deformace na ARA diagramy zkoumaného materiálu, což je důležité zejména pro optimalizaci parametrů řízeného ochlazování výrobků po jejich doválcování či dokování.

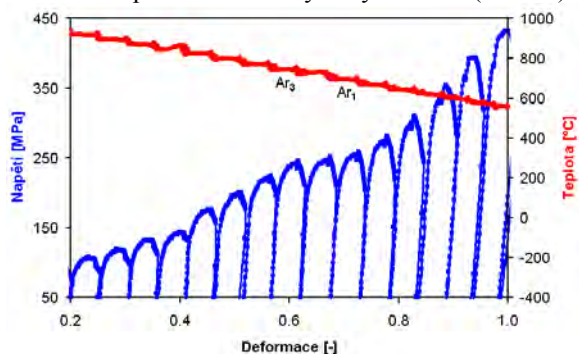


Obr. 15 Vliv rychlosti ochlazování na tvar dilatometrických křivek (nizkougliková ocel)

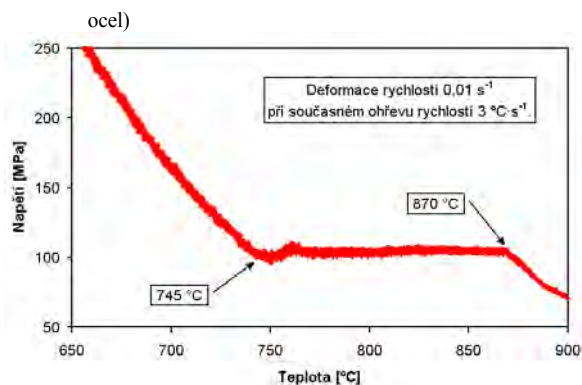


Obr. 16 Záznam z průběhu dilatometrického testu s deformací před ochlazováním (nizkougliková ocel)

Teploty fázových transformací je možno určovat i na základě trendu křivek deformace-napětí během pomalé deformace tlakem, realizované při současné řízené změny teploty v čase (**anizotermické testy**). Např. u oceli se tato změna trendu projeví relativním poklesem deformačního odporu při přechodu z austenitické do dvoufázové austeniticko-feritické oblasti (viz obr. 17 – aplikace přerušované vícenásobné deformace). V případě spojitě, velmi pomalé anizotermické deformace lze v souřadnicích teplota – napětí velmi efektivně studovat zejména teploty fázových transformací při ohřevu různými rychlostmi (obr. 18).

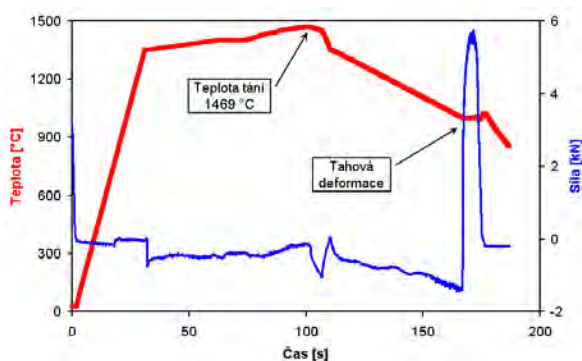


Obr. 17 Určení teplot fázových transformací z křivek deformace-napětí při řízeném ochlazování vzorku (nizkougliková ocel)



Obr. 18 Určení teplot fázových transformací z výsledků spojitěho anizotermického testu (konstrukční ocel legovaná manganem)

Pomalým vysokoteplotním ohřevem vzorku o průměru 10 mm, umístěném v křemenném pouzdru, lze určovat **teplotu tání materiálu**, popřípadě v kombinaci s definovanou tahovou deformací komplexně **analyzovat procesy tavení, tuhnutí i ochlazování** a sklon k praskavosti např. při plynulém odlévání oceli (obr. 19). Při vysokoteplotním ohřevu lze navíc s využitím speciálního zařízení, které působí malou tahovou silou (max. 220 N) na zkoumaný vzorek o průměru 6 mm, **určovat teplotu nulové pevnosti materiálu**.



Obr. 19 Určování teploty tání nízkouhlíkové oceli a simulace tuhnutí litého polotovaru se zahnutím vlivu deformace

Závěr

Simulátor HDS-20 se vyznačuje mimořádnou robustností (s tuhostí rámu $7,87 \cdot 10^{10} \text{ N} \cdot \text{m}^{-1}$), výbornými vysokorychlostními parametry a promyšlenou stavebnicovou konstrukcí. Jeho postupné vybavování speciálními čelistmi a dalšími doplňky umožní rozšířit jeho aplikační možnost do dalších oblastí materiálového výzkumu (viz např. velmi slibné **akcelerované creepové testy**). Všestranné a efektivní využívání simulátoru HDS-20 na VŠB-TU Ostrava může znamenat kvalitativní skok v plastometrických studiích celé škály problémů základního i aplikovaného výzkumu, řešených v rámci českého hutnictví, materiálového inženýrství a strojírenství na akademické půdě i v jednotlivých výzkumných ústavech a výrobních podnicích. Nesporný je jeho význam z hlediska posílení mezinárodní konkurenceschopnosti českých vědců a výzkumníků v několika oborech.

Další informace o aplikačních možnostech simulátoru HDS-20 v Ostravě lze získat na E-mailových adresách ivo.schindler@vsb.cz nebo petr.kawulok@vsb.cz.

Poděkování

Simulátor HDS-20 byl pořízen z prostředků projektu CZ.1.05/2.1.00/01.0040 "Regionální materiálově technologické výzkumné centrum" (v rámci Operačního programu Výzkum a vývoj pro inovace, financovaného ze strukturálních fondů Evropské unie a ze státního rozpočtu České republiky).



EVROPSKÁ UNIE
EVROPSKÝ FOND PRO REGIONÁLNÍ ROZVOJ
INVESTICE DO VAŠÍ BUDOUCNOSTI



55. mezinárodní
strojírenský
veletrh

MSV 2013

AUTOMATIZACE

Měřicí, řídicí, automatizační
a regulační technika

7.–11.10. 2013

Brno – Výstaviště
www.bvv.cz/msv



ze života škol

PROGRES 3

Mezinárodní workshop Mechanical Design

Dne 25.6.2013 se na půdě VŠB-Technické univerzity v Ostravě konal pod záštitou prof. Ing. Bohumíra Strnadela, DrSc., prorektora pro vědu výzkum, česko-japonský seminář „Mechanical Design“ zaměřený především na mechanické konstrukce. Výsledky své vědecké činnosti na něm prezentoval **prof. Osamu Umezawa** na téma „Robust Design of Structural Materials as Ecomaterials“, které bylo zaměřeno na koncepci a novu kategorizaci materiálů šetrných k životnímu prostředí. Dále vystoupil **prof. Hiroshi Fukutomi** s prezentací na téma „Green Innovation, Education and Research in Japan“. Tato prezentace se skládala ze dvou částí, kde první byla zaměřena na výzkumné trendy v Japonsku, přesněji na základní politiku vědy a technologie, druhá byla věnována materiálům na rozvoj činnosti na Yokohama National University, ze které oba renomovaní odborníci pocházejí.

Zástupci firmy BONATRANS GROUP a.s. **Ing. Rostislav Fajkoš, Ph.D.** a **Ing. Radim Zima, Ph.D.** ve svých dvou prezentacích představili problematiku na téma „Shape Design of Railway Wheel Sets“. V první části přiblížili napěťovou optimalizaci pro tvarové řešení železničních kol založenou na výpočtech pomocí MKP. Cílem těchto konstrukčních prací je vyvinout optimalizovaný tvar kola, jenž bude mít po normou definovaném brzděném cyklu nižší zbytkové napětí v desce kola a u něhož dojde po tomto brzděném cyklu ke snížení deformací (posunu věnce vůči náboji kola). Druhá část prezentace se zaměřila na materiálový design železničních kol a náprav s objasněním volby materiálu a vlivu legující strategie a použitých povrchových úprav na dosahované únavové vlastnosti. U materiálu železničních kol byl kvantifikován vliv shot-peeningu na únavovou pevnost desky železničních kol. Byla představena technologie indukčního kalení náprav, nově zaváděná ve firmě BONATRANS GROUP a.s. Doposud byla tato technologie používána pouze v Japonsku. Povrchové zpevnění zvýší mez únavy náprav až o 100 % oproti požadavku evropských norem, čímž výrazně zlepši bezpečnost a spolehlivost železničních náprav v provozu.

Dalším tématem se zabýval **prof. Ing. Bohumír Strnadela, DrSc.**. V rámci své přednášky přiblížil problematiku „The Size Effect in Mechanical Design“, která se zaměřila na praktickou oblast. Autor poukázal na vliv velikosti zkušební tělesa používaného na zkoušky tahem. V práci byly porovnávány výsledky zkoušení válcových zkušebních těles s průměrem od 2 do 10 mm a plochých zkušebních těles s tloušťkou od 1 do 5 mm. Pro jednotlivé výsledky bylo ke každé zkoušce vypočítáno Weibullovo napětí. Tento parametr mohl být stanoven díky znalosti rozložení maximálního hlavního napětí v plastické oblasti před čelem defektu, přičemž jeho kritická hodnota triguje rozběhnutí křehkého porušení. Čím větší jsou lokální hodnoty hlavního napětí v elementech použitých při aplikaci MKP, tím více tyto elementy přispívají k výpočtu hodnoty Weibullova napětí a současně se tím více zvyšuje pravděpodobnost vzniku křehkého porušení. Cílem je najít vztah meze pevnosti vzorku a pevnosti součástky, tedy určit, jak je ovlivněna pravděpodobnost lomu.

Konferenci završila přednáška zástupce firmy ŠKODA JS a.s. **Ing. Jana Horáka** na téma „Design and Reliability in Nuclear Power“, zaměřená na konstrukci a spolehlivost zařízení v jaderné energetice, a to konkrétně spojení vývoje materiálu, konstrukce zařízení, vývoje technologií a dosažení finální spolehlivosti a životnosti zařízení. Prezentace byla konkrétněji zaměřena na pohon regulačních prvků a zařízení vyvíjených firmou ŠKODA JS a.s., jejich konstrukci, bezpečnost a zkoušení.

Tato akce se konala pod záštitou několika projektů, a to především v rámci projektu Příležitost pro mladé výzkumníky, reg. č. CZ.1.07/2.3.00/30.0016, podpořeného Operačním programem Vzdělávání pro konkurenceschopnost a spolufinancovaného Evropským sociálním fondem a státním rozpočtem ČR, také projektem Regionální materiálově technologické výzkumné centrum, reg. č. CZ.1.05/2.1.00/01.0040, financovaným ze strukturálních fondů EU a ze státního rozpočtu ČR. V neposlední řadě se tento mezinárodní workshop konal také pod záštitou mezinárodní spolupráce v rámci ucelení konsorcia PROGRES 3.

*Ing. Michaela Štamborská, Ph.D., Ing. Rostislav Fajkoš, Ph.D.
VŠB-TU Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství*

nová literatura

Jaroslav Fiala, Ivo Kraus

Povrchy a rozhraní

(Recenze prof. Ing. Jiří Švejcar, CSc.)



„Je to pravda odvěká, že šaty dělají člověka“, zpíval Voskovec a Werich. Kniha „Povrchy a rozhraní“ autorů prof. RNDr. Jaroslava Fialy, CSc., FEng. a prof. RNDr. Ivo Krause, DrSc. dokazuje, že na rozdíl od šatů člověka nejsou „šaty“ pevné látky, tedy povrch pevné látky, ve skutečnosti pevné, ale jen jakousi maskou

toho, co je uvnitř; že rozhraní mezi dvěma krystaly, mozaikovými bloky či jinými stavebními jednotkami struktury pevné látky není jen jejich formálním syntaktickým oddělovačem. Dále že rozhraní, ať vnější nebo vnitřní, jsou organickou součástí pevné látky, a jsou tedy nejen objektem, ale i subjektem konceptu, podle kterého je tato látka utvořena. Vlastnosti rozhraní (označovaných často jako mezifázové defekty) jsou určující pro vlastnosti pevné látky. Proto hrají v materiálových vědách a inženýrství tak významnou roli.

Kniha vyšla jako vysokoškolská učebnice roku 2009 v nakladatelství ČVUT v Praze. Má 299 textových stran a 365 obrázků. Je rozdělena na tři části: Struktura a vlastnosti, Diagnostika a Materiály a technologie.

Prvá část – Struktura a vlastnosti pojednává o struktuře povrchu pevných látek, struktuře rozhraní v pevných látkách, kapilitě, adsorpci, epitaxii, strachu přírody před povrchem (horror superfice), únavě, feroelektrikách a feromagnetikách. Struktura povrchu pevných látek je v knize popisována z hlediska krystalografie; jsou v ní probrány stupňovité povrchy, relaxace a rekonstrukce, dynamika struktury povrchu, povrchová segregace a vlivy adsorpce. Autoři v ní rozebírají různé modely rozhraní: amorfní rozhraní, dislokační rozhraní, rozhraní tvořeném síťovými koincidenčními body a agregátem mezipovrchových strukturních jednotek. Podrobně jsou probírány kapilární jevy, povrchové napětí a kohezní tlak, smáčení a heterogenní nukleace krystalů, Youngova-Laplaceova

rovnice, Kelvinova rovnice, Herringův vzorec a Gibbs-Curie-Wulff-Bravaisova věta.

Zvláštní pozornost je věnována epitaxii: konfiguraci a energetice epitaxiálních rozhraní, geometrické a chemické adaptaci rozhraní, uplatnění epitaxie v krystalografii, fyzice, chemii a biologii a difrakční predikci epitaxiálních relací. Hovoří se v ní o nanodispersní bariéře, Hoesmannovu zákonu α^* a kvantech krystalů. Je popisován lom jako způsob vzniku nového povrchu, dislokační mechanismus nukleace zárodečných trhlin a plošné poruchy. Pozornost je v knize věnována i únavě a důležité roli, kterou v ní hraje povrch výrobku a rozhraní mozaikových bloků. Dále pak také struktura antifázových domén feroelektrických a feromagnetických látek.

Druhá část knihy – Diagnostika se zabývá měřením mikrogeometrie povrchu, difrakční tensometrií a hloubkovým profilováním prvkového a fázového složení. Je v ní mj. pojednáno o způsobech popisu mikrogeometrie povrchu a technice jeho měření dotykovými profilometry, řádkovací tunelovou mikroskopií, mikroskopií atomárních sil a metodami optickými. Pozornost je v této části věnována také významu mechanických napětí podpovrchových vrstev a jejich určování pomocí rtg difrakce. Je uvedena řada technických aplikací této metody.

Třetí část – Materiály a technologie se zabývá systémy a procesy, v nichž povrchy a rozhraní hrají důležitou roli. Je v ní popsána geometrie a fyzika inkusivních sloučenin v obecnosti a pak se zvláštním zřetelem na interkalaci, pilířování a polymeraci vrstevných interkalačních sloučenin. Nechybí v ní pojednání o Langmuirových vrstvách a vrstvách Langmuira-Blodgettové a jejich využití v molekulárním inženýrství. Hovoří se o dvojrozměrných strukturách, povrchově aktivních látkách, emulzích a pěnách. Podrobně se v ní probírá to, čemu tradičně říkáme koloidní chemie a nověji nanodispersní systémy. Je v ní vysvětlena podstata koloidního stavu látek, dynamika disperzoidů, struktura i chování koloidních krystalů. Je v ní popisováno využití koloidů jako reakčního prostředí a ve zvláštní kapitole se pojednává o tuhých koloidech (nanostrukturovaných pevných látkách). Velký důraz je kladen na problematiku povrchové katalýzy. Je vysvětleno, jak probíhají reakce na površích pevných

látek, a jsou popisovány mechanismy heterogenní katalýzy, což je doplněno poučením o poréznych materiálech, jež při kontaktní katalýze slouží jako substrát. A posléze se probírají moderní koncepty tribologie, strojařské disciplíny, která se zabývá interakcí vzájemně se vůči sobě pohybujících povrchů.

Knize podrobně rozebírá i několik partií, se kterými se v běžné literatuře nesetkáme. Platí to např. o kapitole pojednávající o površích a rozhraní z hlediska teorie parakrystalů, což je nejobecnější koncepty defektů ideální krystalové struktury.

Mimořádným přínosem knihy je komplexnost pohledu, který na problematiku povrchů a rozhraní nabízí. Interdisciplinární pohled je zde obrazem prolínání hlediska fyziky, chemie a materiálového inženýrství; krystalografie, lomové mechaniky a koloidní chemie. Velice také lze ocenit, že autoři kladli důraz na kvalitu a množství obrazového materiálu, který velmi vhodně doplňuje text a usnadňuje čtenáři jeho pochopení. Kniha je navíc napsána velmi pěknou a čtivou češtinou. Má největší šanci stát se velmi užitečným pomocníkem všem, kteří se při studiu i v praxi setkávají s velmi širokou a přitom velmi významnou problematikou povrchů a rozhraní.

Pozn. red.:

Recenzovaná publikace pochází z doby vydání publikace v.r. 2009. Recenze byla zveřejněna v Technickém týdeníku TT 7/2009. Doba původního recenzování publikace od nynějšího dalšího zveřejnění recenze v Hutnických listech není natolik dlouhá, aby zvláště při zvážení nadčasovosti této publikace nemohla být původní recenze zveřejněna ještě jednou speciálně pro hutnickou obec.

Původní recenze je otištěna po provedení drobných redakčních úprav formálního rázu, nijak neměnicích smysl a obsah textu.

S. Kubátová, J. Bloudek, T. Bujna, M. Henych, D. Müller

Vedení lidí a strategie v nejistých dobách

(Recenze Ing. RNDr. Bohumil Tesařík)



Nejistota je dnes normální stav a nejlepší přípravou je si to uvědomit. "Komunikace ve skupinách je složitější proces, než si myslíme... ale většinou o něm moc nepřemýšlíme, necháme to jen tak plynout... a ono to nejde, komunikace se zadrhává, řešení jsou v nedohlednu... – Reální lidé řeší reálné

manažerských zkušeností) a vydáno ještě větší množství literatury překladové, přesto mnoho lidí vždy se zájmem očekává knižní novinky a přehledné průvodce moderním managementem, popisující aktuální reálné problémy a nabízející jejich rozumná řešení. Zdá se, že vývoj vrcholového, středního i nižšího managementu směřuje spíše k uplatnění intuice, kvalifikovaného odhadu, rozhodování při riziku, řízení informací, lidských zdrojů a změn či interpersonálních dovedností, než k využívání hotových řešení aktuálních potíží typu "anglicky snadno a rychle".

problémy v reálném světě a přitom se učí – Organizace mohou prosperovat jedinec tehdy, když rychlost učení je vyšší nebo se rovná rychlosti změn v těchto organizacích." (cit. Dr. Reg Revans, tvůrce metody Action Learning).

Pro všechny zájemce, které až do dnešních dnů neodradily obří sloupce odborných knih o managementu natolik, že je přestanou číst úplně, zahájilo pražské nakladatelství Management Press vydávání nové ediční řady "Action Learning - praktický management", založené na dvacetiletých zkušenostech koučů, poradců, manažerů i studentů MBA a aplikací různých modelů a teorií při řešení problémů ve všech oblastech řízení organizací a vedení lidí. Jednotlivé svazky napsal tým lektorů TC Business School (soukromé české nezávislé poradenské a vzdělávací společnosti, která u nás působí od roku 1992 a jejímž cílem je přispívat ke zkvalitnění managementu, organizace a komunikace firem) a budou postupně věnovány všem klíčovým tématům, se kterými se v současnosti potýkají čeští manažeři v národních i nadnárodních firmách i jiných organizacích (strategie, vedení lidí, řízení lidských zdrojů, kultura, interpersonální dovednosti, organizování a koordinování

Ačkoliv byla o tak široké a nestrukturované tématice dnešního managementu (jednoduše definovaného jako dosahování výsledků s pomocí jiných lidí), vývoji jeho různých koncepcí, naplní manažerské práce, vedení lidí a dalších oblastech napsána ve dvou posledních desetiletích i u nás řada původních knih (vycházejících ze znalosti českého prostředí a z vlastních

lidí, řízení změn, řízení financí, rozhodování, řízení informací a marketing). Autoři především důsledně dbají na uplatnění přístupu Action Learning, tedy aby se učení neoddělovalo od praxe, což není do současné doby u nás příliš obvyklé (studium MBA probíhá v diskusi nad praktickými problémy s ostatními studenty a lektorem, nikoliv biflováním teorie).

Prvním svazkem nové edice (na knižním trhu jsou však připraveny již dva další: "Rozumíte svým zákazníkům" a "Tajemství spolupráce v týmech") je práce S. Kubátové, J. Bloudka, T. Bujny, M. Henycha a D. Müllera "Vedení lidí a strategie v nejistých dobách" (Management Press, Praha 2012, 1. vyd., 216 s.), která se opravdu snaží být jiná: totiž nedávat téměř žádné návody. Její autoři nevěří, že v současném turbulentním světě je možné někomu jednoznačně poradit. Publikace je napsána na základě zkušeností pedagogů-studentů MBA a poznatků manažerů-poradců ve firemních rozvojových programech. Vycházejí z nepříliš obvyklého stylu studia i poradenství, který nezačíná v knihách či skriptech, ale v reálných problémech, které manažeři v praxi řeší - nebo i trestuhodně neřeší. Prezentovány jsou ovšem i některé nezbytné teoretické modely ve snaze objasnit, jaké výhody či nevýhody může mít jejich aplikace v konkrétních situacích. Současně, jakoby na pozadí, se celým textem prolíná klíčová otázka, jejíž řešení považují autoři za prioritní úkol manažerů: Co takový či jiný manažerský krok udělá s lidmi v organizaci - tedy s nositeli, tvůrci či realizátory know-how, na němž organizace stojí.

První část knihy "Vedení lidí" je v devíti kapitolách především zaměřena na různé koncepce vedení lidí, jejich postupný vývoj v čase a současné možnosti jejich použití (Kam se poděly osvědčené pravdy v managementu, Co už se v managementu zkoušelo, Život v informačním chaosu, Proč lidé (ne)chtějí pracovat, Co potřebuje manažer umět - role a dovednosti, Jak zvolit vhodný způsob vedení lidí, Vedení lidí učících se organizacích, Praktické situace jako zdroj vzdělávání, Kudy dál Další oblasti managementu). Ve druhé části "Strategie" najdeme dalších šest kapitol (Vývoj a změny v prostředí z pohledu strategie, Konkurenční výhoda, Jak vypadá strategie v organizaci, Jak u nás děláme strategii: strategický proces, Ukázky postupů, modelů a nástrojů pro návrh strategického procesu), obsahujících zamýšlení nad tím, jak se organizace mohou úspěšně protnout s vlivy prostředí, v němž hledají své "místo na slunci".

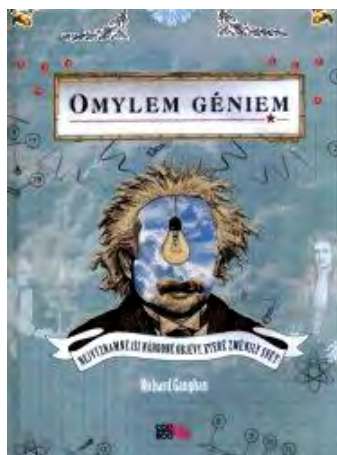
V závěrečné ukázce několika konkrétních strategických změn je také prezentován soubor kompetencí a částečně i hodnot nutných pro nastavení takové kultury organizace (dálnice pro strategii), která je potřebná k uskutečnění většiny vizí a systémových změn: "Tvůrčivost. Schopnost týmové práce. Soft skills: prezentace, schopnost vyjednávání. Schopnost zvládnout stres. Dovednost obstát v konfliktech. Jazyky. Šířka znalostí důležitější než hloubka. Schopnost učit se důležitější než aktuální objem znalostí. Interdisciplinární dovednosti. Znalost oboru zákazníka. Vedení lidí. Schopnost zvládat a řídit změny. Rovnováha sebevědomí/pokora."

Richard Gaughan

Omylem géniem

Nejvýznamnější náhodné objevy, které změnily svět

(Recenze Ing. RNDr. Bohumil Tesařík)



Jak lidé přišli k teflonu, mikrovlné troubě, penicilinu, bezpečnostnímu sklu, vteřinovému lepidlu...? Opravdu náhodou? (Kniha o nejvýznamnějších náhodných objevech, které změnily svět)

"Ve světě pozorování přeje štěstí pouze připraveným." (cit. Louise Pasteur), "Nejpraktičtější věcí na světě je dobře fungující teorie." (cit. Peter F. Druker).

Stalo se to v roce 1903 francouzskému chemikovi Edouardu Benedictovi. Dnes již nevíme, čím se vědec zabýval. Víme však, že se dopustil dvou chyb. Nejprve zapomněl uzavřít nádobku s kolodiem (připravuje se rozpouštěním nitrocelulózy v organickém rozpouštědle) a potom o ni zavadil rukou, takže spadla z laboratorního stolu na zem. Rozbila se však tak, že střepey zůstaly vcelku. K příhodě se záhadnou nárazuvzdornou nádobou se Benedictus vrátil až po nějaké době, když se stal náhodným svědkem tragické dopravní nehody. Nádobu sundal z police a zjistil, že organické rozpouštědlo se z ní vypařilo a na její vnitřní stěně zůstal přilnavý nitrocelulóзовý povlak, který střípky držel pohromadě. Objev bezpečnostního skla, který brzy zaujal Henryho Forda, byl tak na světě. Zaplaťpánbůh, že byl tehdy teprve pětadvacetiletý vědec již trochu nemotorný.

Příběhů, jako je tento, najdou zájemci o historii světové vědy a techniky na dvě desítky ve velmi atraktivní knize Richarda Gaughana "Omylem géniem", jejíž pohotový překlad Evy Vilches z anglického originálu vydaného v New Yorku (2010) a s podtitulem "Nejvýznamnější náhodné objevy, které změnily svět" připravilo pro české čtenáře nakladatelství Cooboo ve společnosti Albatros Media (Praha 2013, 1. vyd., 256 s.). V šesti kapitolách nás autor provede vybranými chronologicky uspořádanými objevy, převratnými myšlenkami a vynálezy, ke kterým významně přispěl prvek náhody, v širokém časovém rozmezí od 3000 let př. n. l. až po současnost (přesněji do roku 2005). Každá doba kladla zkoumání a objevům do cesty různé překážky a omezení. Přestože se podmínky pro práci vědců měnily, lidská povaha byla stále stejná. Když se na scéně objeví náhoda, musí lidská zvědavost zvítězit nad zdrženlivostí, aby objev, který je na dosah, neproklouzl mezi prsty.

K technickému pokroku dochází díky souladu pomalého a stálého vědeckého rozvoje, usilovného bádání a pečlivé analýzy a díky rychlým a náhlým průlomovým zábleskům inspirace vyvolaným zcela náhodnými jevy. Co však rozhoduje o osudu náhodného úkazu nebo náhlého vnuknutí? Které faktory rozhodují o tom, zda pomohou změnit svět, nebo vyzní do ztracena? První důležitou věcí je být připravený; zejména novější objevy by se neuskutečnily bez připravenosti: znalosti fyzikálních, chemických či biologických principů a metod jejich ověřování moderní přístrojovou technikou. Druhou podmínkou, která u náhodného objevu očividně nesmí chybět, je samotná náhodná okolnost: příležitost. Základem úspěchu je vybrat si pravý čas. Přijít s něčím novým příliš brzy je stejně špatné jako přijít příliš pozdě. To však stále není všechno. Je to ještě třetí rozhodující faktor: touha. Tyto tři nezbytnosti byly přítomny u každého zařazeného náhodného objevu. V knize objevíte kouzlo plísni, které vedlo k objevu penicilinu; pohlédnete na dámské nožky z blízka díky vynálezu nylonu; podíváte se na výrobu vteřinového lepidla, "ohřejete" se u mikrovlnné trouby, k jejímuž vynálezu vedl náhodný impuls - v laboratoři roztekla čokoláda; dozvíte se, jak Sir William Henry Perkin hledal antimalarikum a nechtěně vyrobil první syntetické barvivo na tkaniny, které rozpoutalo zájem o chemii jako o výhodný byznys, a tak jeho vynálezce vyvedl chemii z laboratoře a přivedl ji do továrních hal;

setkáte se s lidskou kostrou aneb jak to bylo s Roentgenovými paprsky X; dozvíte se o rozluštění kódu DNA, impregnačním spreji, vynálezu implantačního kardiostimulátoru, boji s kuřecí chorobou a o želatinové budoucnosti biologického výzkumu; odhalíte tekoucí vody na Marsu; znovu si připomenete asi ten nejznámější okamžik z historie vynálezů, v němž Alfred Nobel objevil tak rozporuplnou látku jakou je dynamit - když omylem na hlinitou podlahu rozlité vysoce výbušná nitrační směs s glycerinem měla explodovat, ale místo toho se prostě vsákla do země; jak se Percy Spencer pokoušel vyvinout letadlový radar a způsobil revoluci v kuchyňských spotřebičích. Autor se věnuje zásluhám obecně známých osobností, jako byli Archimedes, Isaac Newton, Luigi Galvani, Alexander Fleming nebo Louis Pasteur, ale neopomíjí ani méně opěvované hrdiny, jako vynálezce radia nebo vteřinového lepidla.

Předkládaná poutavá přehlídka převratných vědeckých a technologických nápadů, které vznikly čistou náhodou, přináší nejen mix mnoha zajímavých informací, biografických údajů a dobových reálií, to vše bohatě doplněné četnými barevnými a černobílými fotografiemi a obrázky a lehkým humorem odlehčeným vyprávěním, ale umožňuje čtenáři, aby tu s překvapením, tu s nostalgií znovu prožil chvíle a události, jejichž aktéry sice odvál čas, ale uchoval to, co kdysi vymysleli. Také omyly mohou být k něčemu dobré. Požadavky na vědecký výzkum jsou v současné době velmi vysoké, jelikož tento obor hraje klíčovou roli při řešení globálních problémů společnosti, mezi které patří například zajišťování potravin, ochrana zdraví nebo zacházení s energií. Žádný nepředvídaný jev by proto neměl být přehlédnut. Je třeba také vychovávat nové vědce s jasným a nezaujatým myšlením. Tato práce probíhá především ve školách, protože přirozená zvědavost, nadšení a láska ke vědě se musí pěstovat již od dětství. Vzdělávání v oblasti přírodních věd je proto zásadní pro výchovu co největšího počtu kriticky myslících a informovaných jedinců, schopných již v brzké době zvolat "Heuréka!".

Autor recenze děkuje marketingovému oddělení Albatros Media, a.s. za poskytnutí recenzního výtisku. Jako jedna z mála podobně zaměřených knižních titulů představuje tato publikace ideální čtení také pro mladé vědátory.

společenská kronika

Do hutnického nebe odešel doc. Ing. Miloslav Jakob, CSc.



Ta smutná zpráva nás všechny hluboce zasáhla: 17.5.2013 náhle ve věku nedožitých 77 let odešel p. doc. Ing. Miloslav Jakob, CSc., osobnost, která výrazným způsobem ovlivnila rozvoj zkušebnictví, ale také výchovu odborníků v oblasti managementu jakosti. Dovolte proto krátce

zastavení nad dílem a odkazem člověka, kterého jsme si velmi vážili.

Doc. Ing. Miloslav Jakob, CSc. se narodil v Sušici v Čechách, vyšší průmyslovou školu vystudoval v Kladně a nakonec v r. 1960 absolvoval Hutnickou fakultu Vysoké školy báňské v Ostravě. Ostrava se mu stala domovem po celý zbytek života. Jeho velikou celoživotní láskou bylo zkoušení a zkušebnictví. Již za svých studií začal působit na VŠB jako asistent, později jako odborný asistent na katedře nauky o kovech. V roce 1970 musel vzhledem k politické situaci v tehdejší době z VŠB odejít. Začal pracovat ve VÍTKOVICÍCH a.s., kde působil v různých funkcích, avšak srdce ho neustále táhlo ke zkušebnictví. Jeho sen se mu splnil v roce 1990, kdy se stal prvním ředitelem samostatných zkušeben a laboratoří, dnes Vítkovice Testing Center s.r.o. V oblasti zkušebnictví mohl tak konečně na VŠB-TU Ostrava obhájit svou vědeckou práci a docílit vědecké hodnosti. Bylo to hlavně jeho zásluhou, že vítkovické zkušebny a laboratoře dosáhly vysoké technické úrovně a byly akreditovány mezi prvními v České republice.

Jakmile to bylo možné, opětovně navázal spolupráci s VŠB-TU Ostrava. Když se pak na podzim r. 1992 začala rodit na Fakultě metalurgie a materiálového inženýrství VŠB-TU Ostrava koncepce nového studijního oboru Řízení jakosti, podpořená vznikem samostatné katedry kontroly a řízení jakosti, bylo od samotného počátku snahou kolektivu této katedry poskytnout studentům nejnovější a hluboké vědomosti i z oblasti tvorby norem a zkušebnictví. Mezi kmenovými

zaměstnanci katedry se této problematice nevěnoval dosud nikdo, a proto bylo potřebné hledat erudované externí spolupracovníky. Bylo vzácným štěstím, že člověk takových vlastností v Ostravě žil a pracoval. Záhy bylo zřejmé, že navázání kontaktů s p. doc. Ing. M. docentem Jakobem, jakož i jeho následná dlouholetá, fundovaná a doslova přátelská pomoc, se staly pro katedru kontroly a řízení jakosti neocenitelným přínosem a vkladem i pro budoucnost.

Zpočátku stál docent Jakob u zrodu kompletní přípravy nového předmětu nazvaného Technická normalizace a zkušebnictví, vyučovaného nejprve v inženýrském studiu oboru Řízení jakosti a v současnosti v navazujícím magisterském studiu oboru Management jakosti. Do tohoto předmětu zařazoval nejnovější světové informace a poznatky z rozvoje zkušebních metod a systémů řízení ve zkušebnách, jakož i z oblasti tvorby norem. Až do r. 2008 tento předmět přednášel a vedl cvičení. Stal se také externím členem oborové rady doktorského studia oboru Řízení jakosti (později studijního programu Řízení průmyslových systémů) a dlouhodobě působil na katedře i jako školitel této formy studia. Vychoval několik velmi úspěšných absolventů tohoto studia prakticky z celé České republiky. Spolehlivě a nezištně pomáhal katedře i jako pravidelný člen zkušebních komisí pro státní závěrečné zkoušky jak bakalářského, tak i navazujícího magisterského studia. Do trvalého povědomí odborné veřejnosti zejména ze sféry zkušebnictví však vešly i jím odborně garantované dvouleté specializační kurzy Zkušebnictví a jakost, které katedra pořádala opakovaně pro pracovníky zkušeben a laboratoří jak z ČR, tak i ze Slovenska. Několik desítek úspěšných absolventů těchto kurzů je dnes držiteli + personálních certifikátů na funkce vedoucích zkušeben, manažerů kvality ve zkušebnách, zkušebních techniků apod. Vysoká úroveň těchto kurzů byla výsledkem zejména odborného působení docenta Jakoba i jako lektora a organizátora. Se stejným elánem působil jako lektor a odborný garant v oboru zkušebnictví a metrologie v mnoha kurzech Domu techniky Ostrava, s.r.o.

Byl také spoluzakladatelem Čecholabu a hlavním iniciátorem vzniku Sdružení českých zkušeben a laboratoří. Od roku 1991 byl dlouhých 14 let prezidentem tohoto sdružení a poté až do poslední chvíle působil v Radě sdružení velmi aktivně jako místopředseda. Byl členem správní rady Českého

institutu pro akreditaci Praha, o.p.s. a celé řady dalších vědeckých společností a institucí, aktivním organizátorem mezilaboratorních porovnávacích zkoušek v oboru zkoušení mechanických vlastností a v neposlední řadě působil také jako respektovaný soudní znalec pro obor hutnictví a různé související technické obory. Byl autorem značného množství odborných i vědeckých publikací i organizátorem vědeckých konferencí na mezinárodní úrovni.

Všechny tyto profesní charakteristiky a obdivuhodný výčet jeho odborných aktivit v ČR i zahraničí však překrývají, ale zároveň i umocňují jeho lidské vlastnosti. Ke svým spolupracovníkům ve zkušebnách i na katedře kontroly a řízení jakosti (a to včetně těch mladých) si rychle nacházel naprosto neformální vztah, který v mnoha případech přerostl do trvalého a silného přátelství. I když nebyl formálním pracovníkem školy, resp. katedry, stal se vpravdě kmenovým členem katedry kontroly a řízení jakosti, který neváhal zúčastňovat se jak oficiálních, tak i všech neformálních akcí, které katedra pořádala. A to i v období, kdy už mu jeho zdravotní stav nedovoloval pravidelné pedagogické působení v rámci studijního oboru, který katedra

garantuje. Katedra se doc. Jakobovi alespoň trošičku snažila nahradit všechno bezpráví, vyvolané jeho nuceným odchodem z akademického prostředí po r. 1968, aby prokázala, že si jeho práce, zkušeností a vztahu k nám všem hluboce váží. Výrazem této úcty se v r. 2012 stalo i to, že mu byl jako jednomu z několika osobností z ČR a SR předán u příležitosti 20. výročí založení katedry kontroly a řízení jakosti pamětní list.

Dnes už je to všechno bohužel minulost! V souvislosti s mimořádně smutnou zprávou o odchodu p. doc. Ing. Miloslava Jakoba, CSc. si však ještě intenzivněji než kdy předtím uvědomujeme, jak silně svými postoji, odbornými znalostmi, ale i svým neskonálním lidstvím ovlivnil činnost a směřování katedry kontroly a řízení jakosti a vítkovických zkušeben a laboratoří. A je nám velmi líto, že vděčnost za to vše už nebudeme moci našemu kolegovi a příteli sdělit osobně. Bude nám všem hodně chybět! Slibujeme, že jeho odkaz bude jak na katedře, tak i ve zkušebnách i nadále živý! Doc. Ing. Miloslav Jakob, CSc. patřil bezpochyby k nejvýznamnějším osobnostem českého a evropského zkušebnictví.

Za kolektivy pracovníků s trvalou vzpomínkou a v hluboké úctě

*prof. Ing. Jaroslav Nenadál, CSc.
zástupce vedoucího
katedry kontroly a řízení jakosti
FMMI, VŠB-TU Ostrava*

*Ing. Radomíra Holušová
ředitelka Vítkovice Testing Center s.r.o.
Vítkovice Machinery Group*

Vertikální plynulé odlévání velkých průřezů v Číně

<http://www.steel-grips.com/index.php/en/articles/46-pr/112-new-vertical-caster-from-siemens-expands-range-of-products-in-chinese-steelworks.html>

Čínská společnost Zhongyuan Special Steel Co. Ltd. objednala u firmy Siemens Metals Technologies dodávku zařízení pro plynulé odlévání (ZPO) kruhových polotovarů velkých průřezů. Zařízení bude pracovat v ocelárně v Jiyuan v provincii Henan a budou se na něm odlévat vysoce jakostní oceli. Ocelárna Zhongyuan vyrábí ocel pro kovárnu a dosud se veškerá ocel odlévala do ingotů. Na novém ZPO se budou odlévat sochory o průměru 400, 600 a 800 mm v délkách 2,5 až 6 m. Největší plynule odlitý polotovar bude mít tedy hmotnost 23 t.

Konstrukce zařízení využívá nový víceválečkový pohon, který je pro pohyb kontislitku o hmotnosti 120 t vhodnější. Zároveň se tím eliminují tahová napětí v oblasti hran a v ose odlitku. Díky tomu má odlitý ingot dobrou homogenitu. Stavební výška zařízení je 40 m a metalurgická výška je 23 m. Kokila je rovná typu DiaMold. Je vybavena oscilátorem DynaFlex, který umožňuje pružnou volbu parametrů.

Jde o prvé zařízení tohoto typu dodané do Číny. Roční výroba zařízení bude 370 000 t a mělo by být uvedeno do provozu koncem roku 2014.

L J

konference, výstavy, veletrhy



EuroBLECH, pokračování seriálu tradičních veletrhů

Příští výstava EuroBLECH 2014, přední mezinárodní veletrh technologie zpracování plechu, se bude konat 21.–25.10.2014 na výstavišti v německém Hannoveru. Tento již 23. mezinárodní veletrh technologie zpracování plechu, se bude opět proběhnout v letech 11,12,13,14,15,16,17 a 27 na výstavišti v Hannoveru. Profil veletrhu zahrnuje celý technologický řetězec zpracování plechu: plech, polotovary a hotové výrobky, manipulaci, separaci, formování, ohýbání plechu, spojování, svařování a povrchovou úpravu, zpracování hybridních struktur, nástroje, kontrolu kvality, systémy CAD/CAM nebo výzkum a vývoj.

Podle průzkumu vystavovatelů byl předcházející veletrh EuroBLECH 2012 hodnocen vystavujícími firmami neobyčejně pozitivně. Více než 70 % všech vystavovatelů na veletrhu naznačilo, že na EuroBLECH 2014 plánují opět vystavovat.

Analýza veletrhu EuroBLECH 2012

EuroBLECH 2012 byl vysoce úspěšný veletrh se silným zaměřením na technologické inovace. Veletrhu se zúčastnilo celkem 1 505 vystavovatelů ze 39 zemí a 60 185 návštěvníků z 98 zemí. Ze zahraničí přijelo 48 % vystavovatelů a 34 % návštěvníků a to znamená, že opět vzrostl podíl zahraničních vystavovatelů a nepatrně se snížil počet návštěvníků ze zemí mimo Německo. Nejvíce zastoupené země mezi vystavovateli mimo Německo byla Itálie, Turecko, Čína, Nizozemsko, Švýcarsko, Španělsko, Rakousko, Francie a USA. Nejvíce návštěvníků přijelo mimo Německa také z Rakouska, Nizozemska, Švédska, Švýcarska, Velké Británie, Itálie, Dánska, Belgie, Indie, České republiky a Polska.

Analýza veletrhu jasně ukazuje na rozdíly v ekonomické situaci různých zemí, zvláště pak v zemích EU. Zatímco německé společnosti hodnotí ekonomické poměry jako naprosto pozitivní, hodnocení současné ekonomické situace ze strany vystavovatelů ze zemí mimo Německo je již slabší. Přibližně dvě třetiny všech vystavovatelů na EuroBLECH 2012 dokázalo buď plně nebo ve velké míře dosáhnout kontaktu se svými cílovými skupinami a další třetina alespoň částečně. Mimo vstupu na nové trhy byly další důležité cíle účasti na veletrhu přilákat nové zákazníky, prezentace produktů a zákaznická péče. K pěti nejdůležitějším budoucím trhům tohoto průmyslu vystavovatelé řadili Německa a potom země skupiny BRIC - Rusko, Čína, Indie a Brazílie.

Vystavovatelé výstavu opět chválili za vysokou kvalitu a počet návštěvníků, odborné přednášky a kontakt s potenciálními zákazníky u svých stánků. Velmi vysoký byl počet návštěvníků z představitelů vrcholového článku řízení; více než každý čtvrtý návštěvník patřil k vedení společnosti nebo byl jejím majitelem. Došlo k podstatnému posunu směrem k většímu počtu návštěvníků z oboru (76 % návštěvníků) a z velkých firem s více než 500 zaměstnanci (23 % návštěvníků). Přibližně 50 000 návštěvníků výstavy EuroBLECH 2012 pracovalo v pozici, kde rozhodovali o nákupu a každý třetí návštěvník přišel na veletrh s konkrétními investičními plány. Většina návštěvníků pocházela ze sektorů strojírenství, zpracování plechu a výroby, stavebnictví (ocel a hliník) a automobilového průmyslu a jeho dodavatelů. Hlavní oblasti, za které byli návštěvníci odpovědní, byly výrobní procesy/výroba, management nebo výzkum a vývoj.

Podle výsledků průzkumu výstavy návštěvníci hlavně očekávali celkový souhrn nabídky veletrhu, informace o technických inovacích a kde najít nové produkty k potenciálnímu využití. U výstavních stánků návštěvníci vyhledávali hlavně osobní konzultace a předvádění strojů v chodu.

red.

(podle zdroje: Susanne Neuner, Press Office EuroBLECH, Mack Brooks Exhibitions, Romeland House, Romeland Hill, St Albans, Herts AL3 4ET, Great Britain, press@mackbrooks.co.uk, www.euroblech.com)

hutnictví ve světě

Evropské jaderné fórum 30.-31.5.2013, Praha, hotel Marriott

Evropské jaderné fórum (dále jen ENEF) je etablovanou mezinárodní platformou pro racionální diskusi o výhodách i nevýhodách jaderné energetiky, které vzniklo v roce 2007 z iniciativy České republiky a Slovenska. Byly zřízeny tři pracovní skupiny, které se v průběhu roku pravidelně scházejí. Výstupy těchto pracovních skupin jsou poté prezentovány na plenárním zasedání ENEF.

Pracovní skupiny ENEF: (a) Příležitosti jaderné energetiky, (b) Rizika jaderné energetiky, (c) Pracovní skupina transparentnost.

V Praze se ve dnech 30. a 31.5.2013 konalo již 8. plenární zasedání ENEF. Plenární zasedání se konají jednou za rok a organizace fóra je rozdělena mezi ČR a Slovensko. Plenární zasedání je vždy zahajováno premiéry obou zemí a evropským komisařem pro energetiku.

Kromě organizování ENEF převzala ČR tento rok v březnu také neformální předsednictví v uskupení členských zemí EU, které do budoucna hodlají využívat jadernou energii, a je tedy jedním z evropských lídrů v diskuzi o jaderné energetice v EU.

Hlavní témata 8. plenárního zasedání ENEF: **Zelená kniha 2030 (Green Paper Energy 2030)**

Zelenou knihu Evropská komise (EK) zveřejnila 27.3.2013. Je to konzultační dokument, kterým EK otevírá veřejnou diskusi napříč EU o hlavních aspektech dalšího rozvoje klimaticko-energetické politiky EU po roce 2020 a konkrétních krocích a cílech do 2030. Dokument navazuje na dosavadní diskuse o dlouhodobé strategii Evropské unie směrem k nízkouhlíkové ekonomice do roku 2050. EU de facto stojí před rozhodnutím, zda navázat na stávající systém tří cílů 20-20-20 do roku 2020 (obnovitelné zdroje-emise skleníkových plynů-energetická účinnost) či zvolit jinou cestou. Mezi členskými státy EU nepanuje na podobě dalšího politického rámce shoda.

ČR se staví proti jakýmkoliv dalším závazným cílům a žádá nejprve provedené zhodnocení stávajícího rámce a provedení dopadových studií na jednotlivé členské země EU i celé EU z hlediska mezinárodní konkurenceschopnosti. ČR je toho názoru, že k dosažení cíle snížení emisí skleníkových plynů v EU o 80 až 95

% do roku 2050 oproti roku 1990 efektivním způsobem je nezbytné aktivní zapojení všech zemí světa a především největších světových emitentů, kterými jsou Čína a USA. EU sama nemůže se svým 11% podílem zajistit stabilizaci a pokles globálních emisí skleníkových plynů. ČR dlouhodobě podporuje uzavření nové mezinárodní dohody o ochraně klimatu v roce 2015, kde budou mít jasně definované cíle všechny nejvýznamnější světové ekonomiky. ČR také zdůrazňuje klíčovou úlohou jaderné energie jako nízkemisního zdroje při přechodu na nízkouhlíkové hospodářství do roku 2050.

Investice do nízkouhlíkové energetiky

Trh se silovou elektřinou je čím dál tím víc deformovaný kvůli podpoře OZE a ekonomické krizi (stagnaci spotřeby elektřiny). Ceny elektřiny poklesly na úroveň variabilních nákladů uhelných elektráren (40 EUR/MWh), podpořené též situací na trhu s emisními povolenkami. Za této situace investoři nejsou schopni investovat do nových výrobních kapacit, v řadě případů ani udržet stávající kapacity s výjimkou dotovaných zdrojů. I ČR hrozí nedostatek instalovaného výkonu po roce 2020 v důsledku odstavení řady uhelných elektráren a nárůstu spotřeby. Tento fakt reflektuje aktualizace Státní energetické koncepce. V EU se momentálně vedou diskuze o tom, jak distorzi na trhu s elektřinou efektivně narovnat.

Klíčové výzvy pro evropskou politiku v jaderné oblasti

ČR je v této diskusi zastoupena předsedkyní SÚJB Danou Drábovou. ENEF naváže na vývoj v EU po fukušimské havárii a návrhy EK na posílení jaderné bezpečnosti v EU. V návaznosti na zátěžové testy ukončené v dubnu 2012 přijaly členské státy tzv. národní akční plány, které zahrnují kroky pro implementaci doporučení ze zátěžových testů a dalších poznatků - poučení z analýzy příčin a dopadů fukušimské havárie, jejichž implementace povede k dalšímu zvýšení úrovně jaderné bezpečnosti jaderných elektráren provozovaných ve členských zemích EU. (Je na místě připomenout, že zpráva ze zátěžových testů jaderných elektráren provozovaných v členských zemích EU konstatuje, že nebyly zjištěny nedostatky, které by vyžadovaly přijetí okamžitých opatření.) Akční

plány byly posouzeny zástupci členských zemí na semináři Skupiny evropských dozorných orgánů pro jadernou bezpečnost (ENSREG) v dubnu 2013. Jejich naplňování bude pravidelně ENSREG vyhodnocováno.

K posílení úrovně jaderné bezpečnosti v EU hodlá komisař Oettinger přispět i předložením návrhu nové komunitární legislativy, zejména novely směrnice o jaderné bezpečnosti. Její projednání kolegiem komisařů bylo posunuto na 11.6.2013, takže samotný návrh tedy nebyl při zasedání ENEF znám. Nicméně potřeba revize stávající směrnice je diskutabilní a nedostatečně odůvodněná její potřebností. Termín pro transpozici stávající směrnice o jaderné bezpečnosti (NSD) byl v červenci 2011 a první zprávy o jejím provádění mají členské státy předložit Komisi až v polovině roku 2014. Nedostatky stávající komunitární právní úpravy neprokázaly ani prováděné zátěžové testy, ani výsledky veřejných konzultací. Problematický je i vlastní obsah novely podle její neoficiální verze. Záměrem komisaře

je zjevně posílit kompetence EK v oblasti jaderné bezpečnosti. Na jedné straně je deklarován požadavek na posílení role národních dozorných orgánů, na druhé straně obsahuje návrh ustanovení, která autoritu národních dozorů zpochybňují a přenášejí kompetence na EK.

Dalším diskutovaným tématem je implementace směrnice o jaderném odpadu v členských zemích EU, která byla přijata v roce 2011 a vytváří široký rámec pro nakládání s vyhořelým palivem a radioaktivním odpadem v EU. Do roku 2015 by měly členské státy předložit Evropské komisi národní plány o ukládání či opětovném využívání použitého paliva.

Red.

(dle tiskové zprávy Ministerstva průmyslu a obchodu ČR)

Firma ArcelorMittal zvyšuje těžbu železné rudy v Libérii

ArcelorMittal to increase iron ore mining capacity. Metallurgical Plant and Technology 2013, č. 3, s. 10

Vedení firmy ArcelorMittal schválilo plán na zvýšení těžby železné rudy v Libérii. V této druhé fázi by se měla zvýšit těžba železné rudy ze 4 na 15 mil. t/r a to už od roku 2015. Tato firma začala investovat v Libérii již v r. 2005 po skončení občanské války a to do obnovy železnice vedoucí do Yekepa a do vybavení přístavu Buchanan. Kromě toho investuje do výstavby nemocnic a škol v oblasti svého působení. Ve druhé fázi bude země investovat nejen do dopravní infrastruktury, ale postaví i velké peletizační zařízení v Yekepa.

L J

Rozvoj těžby koksovateľného uhlí v Mozambiku

Nippon Steel receives mining concession for coking coal. Metallurgical Plant and Technology 2013, č. 3, s. 10

Japonská firma Nippon Steel je vlastníkem třetiny akcií v projektu Revuboe zaměřeného na těžbu koksovateľného uhlí ve stejnojmenné lokalitě v Mozambiku. Obdržela již od vlády koncesi k těžbě. Kromě nich jsou v uvedené oblasti aktivní i další firmy, poněvadž uhlí je kvalitní a jsou zde dobré podmínky pro těžbu.

L J

Instalace zařízení pro injektáž

Severstal Columbus to install injection system. Metallurgical Plant and Technology 2013, č. 3, s. 10-12

Firma Severstal Columbus sídlící v městě Columbus ve státě Mississippi objednala u firmy MORE zařízení pro

injektáž vápna a dolomitu do dvou elektrických obloukových pecí o kapacitě 165 t. Pneumatický injekční systém obsahuje čtyři dávkovače vápna a dolomitu ze zásobníků, dvě tryskové jednotky Limejet pro každou pec a přívod kyslíku a zemního plynu. Tryskací zařízení Limejet je kombinováno s hořákem o výkonu 5 MW s vířivým plamenem pro urychlení natavování. Součástí dodávky je i software pro automatický výpočet isotermické stability pro konkrétní složení strusky. Na základě toho se určuje optimální napětí strusky. Zařízení bude dokončeno ve čtvrtém čtvrtletí 2013.

L J

Voestalpine připravuje výstavbu zařízení pro přímou redukci

Voestalpine selects site for new DRI plant. Metallurgical Plant and Technology 2013, č. 3, s. 10-12

Firma zvolila místo La Quinta v oblasti přístavu Port Corpus Christi na jihu Texasu v USA jako vhodné místo pro výstavbu zařízení pro přímou redukci. Správa přístavu rozšířila v oblasti La Quinta plavební kanál, což se ukázalo jako velmi vhodné. Proto vedení Voestalpine Texas Holding koncem dubna 2013 s vedením přístavu dohodu a o využívání tohoto kanálu.

L J

Výstavba nové obloukové pece

Republic Steel orders EAF and process equipment. Metallurgical Plant and Technology 2013, č. 3, s. 12

Americká společnost Republic Steel objednala u firmy SMS Concast dodávku elektrické obloukové pece 150 t pro svůj závod Lorain v Ohio. Pec bude vybavena transformátorem 120/135 MVA. Dále bude mít excentrický půdní odpich a kyslíko-palivové hořáky. Roční výroba tekuté oceli se v tomto závodě zvýší o 1,2 mil. t. Budou se odlévat bloky a sochory pro výrobu tyčí SBQ o průměru 7,5 až 165 mm, ploché oceli a

bezešvých trubek o průměru 152, 280, 305 a 355 mm. První tavba na peci by se měla uskutečnit v druhém čtvrtletí 2013.

L J

Výstavba nové válcovny betonářské oceli v Číně

General Steel to build rebar mill. Metallurgical Plant and Technology 2013, č. 3, s. 13

Čínská společnost General Steel Shaanxi Longmen Iron and Steel (akciová společnost Longmen) staví novou moderní válcovnu betonářské oceli. Nová válcovna by měla být uvedena do provozu koncem roku 2013. Měla by mít výrobnost 1,2 mil t/r. Firma Longmen tak dosáhne roční výrobu 4,3 mil. t, z toho na betonářskou ocel připadá 3,3 mil. t a na drát 1,0 mil. t.

L J

Nová profilová válcovna v Kazachstánu

Aktobe to build new rail and section mill. Metallurgical Plant and Technology 2013, č. 3, s. 15

Kazašská firma Aktobe Rail and Section Works objednala u firmy Siemens Metals Technologies válcovnu kolejnic a profilů. Bude postavena ve městě Aktobe ve spolupráci se státní železniční společností. Výrobnost tratě bude až 200 000 t kolejnic o délkách 120 m za rok. Dále se počítá s výrobou dalších 230 t za rok ve formě úhelníků a profilů U a I. Símens dodává celou válcovnu včetně krokové pece a výkonu 80 t/hod. Vlastní válcovnu bude tvořit bloková o průměru válců 1050 mm, která bude sloužit pro předválcování, a reverzní univerzální pořadí tvořené třemi stolicemi Red Ring. Do dodávky dále patří chladník o délce 125 m, horizontální a vertikální rovnačka, pily a svazkovací zařízení. Trať bude vybavena i zařízením pro kalení hlav kolejnic, zařízením pro zkoušení ultrazvukem a zařízením pro zkoušení vířivými proudy. Současně se vybudují zkušebny a soustružna válců. Výroba by měla být zahájena ve druhé polovině roku 2014.

L J

Nová elektroocelárna v Jižní Koreji

Taewoong to build new steelmaking plant. Metallurgical Plant and Technology 2013, č. 3, s. 15

Jihokorejská společnost Taewoong Corporation objednala u firmy Inteco dodávku ocelárny včetně zařízení pro odlévání velkých ingotů. Ocelárna bude postavena v Busanu. Hlavními výrobními agregáty bude elektrická oblouková pec 120 – 150 t, pánvová pec, odplynovací zařízení VD-VOD, zařízení pro odlévání ingotů včetně kesonu pro odlévání ve vakuu. Zařízení umožňuje odlévání ingotů o hmotnosti větší než 700 t. Ocelárna by měla jít do provozu v lednu 2015.

L J

Nové zařízení pro elektrostruskové přetavování v Německu

Outokumpu VDM to build ESR plant. Metallurgical Plant and Technology 2013, č. 3, s. 16

Německá firma Outokumpu VDM staví nové zařízení pro elektrostruskové přetavování v závodě v Unna. Zařízení s pevným krystalizátorem bude vyrábět ingoty o průměru 600 mm a hmotnosti 8 t. Bude uvedeno do provozu na podzim 2013.

L J

Spojení firem do NSSMC umožní lépe čelit konkurenci

NSSMC on the rocky road to improve the group's competitiveness. Metallurgical Plant and Technology 2013, č. 3, s. 26-27

Dne 1.10.2012 vytvořily japonské hutní podniky Nippon Steel Corporation a Sumitomo Metal Industries Ltd. společný podnik Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation (NSSMC). Nový obří podnik je považován za druhého největšího výrobce oceli po ArcelorMittal. Má kapacitu 46 mil. t. Zahnuje 370 dceřiných a 107 přidružených firem.

Hlavní výrobní segmenty budou následující:

- tlusté plechy pro velké konstrukce
- tenké plechy a pásy pro automobilový průmysl, zařízení pro domácnost, stavebnictví, potravinářství a transformátorové plechy
- vysoce kvalitní tyče a dráty
- těžké profily pro stavebnictví
- bezešvé trubky
- trubky velkého průměru
- železniční kola, nápravy a klikové hřídele
- výrobky z titanu a speciální nerezavějící oceli.

Manažeři nové společnosti si dali následující cíle:

- dosáhnout výrobnosti 60 až 70 mil. t/r
- využívat nejmodernější technologie zlepšit konkurenční schopnost díky využívání synergického efektu
- posílit obchodní segmenty, které se netýkají přímo hutnictví.

L J

Investice firmy Timken v americkém státě Ohio

Timken brings on line investments at its Ohio steel production sites. Metallurgical Plant and Technology 2013, č. 3, s. 38

Firma Timken instalovala několik nových zařízení ve svých závodech v Ohu. Prvou investicí byla instalace lisu 30 MN pro volné kování v huti Faircrest v Cantonu. Tento lis má však méně běžné určení. Je instalován na válcovně tyčí a jiných dlouhých vývalků a slouží k předkování výchozích kontisliťků, které se pak následně válcují obvyklým způsobem. Díky kombinovanému procesu kování-válcování mají vyrobené tyče lépe protvářený střed než tyče vyráběné pouhým válcováním a dosahují se příznivější výsledky při ultrazvukové kontrole hlavně u tyčí velkých průměrů. Největší vývalky vyráběné tímto postupem mají průměr 406 mm. Proces umožňuje rozšířit sortiment zpracovávaných materiálů o další jakosti.

V této huti se také dokončuje druhá pánvová pec, která se uvádí do provozu v létě 2013. Dále se zde staví vertikální zařízení pro odlévání tyčí velkého průměru, které má označení „Jumbo“. Mělo by začít pracovat v druhé polovině r. 2014.

Na závodě Gambrinus Steel buduje společnost Timko zkušební linku na úpravně střední válcovny. Kromě toho se na této úpravně nahradí stávající mořící linka vysokotlakým vodním ostřikovačem okují, který je ekologicky výhodnější.

Dále se zde buduje indukční zařízení pro normalizaci vývalků, které bude mít výrobnost 18 000 t/r.

L J

Modernizace válcovny tyčí v Německu

Modernization of the SBQ bar mill at Georgsmarienhütte, Germany. Metallurgical Plant and Technology 2013, č. 3, s. 40-45

Georgsmarienhütte GmbH (GMH) patří mezi přední evropské dodavatele tyčové oceli a sochorů. Huť provozuje elektroocelárnu vybavenou sekundární metalurgií, šestiproudé plynulé odlévání a válcovnu tyčí vybavenou zkušební linkou, rovnačkou, tepelným zpracováním a loupáním. Při provozu se pocíťoval určitý nesoulad mezi možnostmi ocelárny a válcovny. Bylo rozhodnuto to řešit instalací tříválcového bloku pro redukci a kalibraci. Sníží se tím zpracovací náklady i doba zpracování. Tím bude v oběhu méně materiálu a bude možné uvažovat s dodávkami just-in-time. S určitou nadsázkou lze říci, že cílem je ráno začít tavit ocel, v poledne ji odlít, večer vyválcovat a druhý den odeslat zákazníkovi.

Válcovna tyčí byla postavena v r. 1965 a od té doby byla postupně modernizována. Dnes válcovna vyrábí 750 000 t tyčí ročně v kvalitě SBQ. Jde o tyče kruhového průřezu od 20 do 126 mm a tyče čtvercového průřezu o straně 60 až 150 mm. Vstupním polotovarem jsou čtyřhranné kontislitky o straně 240 mm. Ohřívají se v krokové peci dlouhé 40 m. Za pecí je tlakový vodní odokujovač s tlakem 250 bar. Přípravné pořadí tvoří dvě vratné stolice duo. Prvá má průměr válců 700 mm, druhá 600 mm. Za tímto pořadím se tok materiálu dělí na „lehkou“ a „těžkou“ větev. Provalky se do „těžké“ větve přesunují příčným přepravníkem. Tuto větev tvoří dvě vratné stolice duo a za nimi následuje třístolicový kalibrační blok PSB od firmy Kocks. V „těžké“ větvi se válcují tyče od průměru 81 mm výše.

Menší průřezy se válcují v „lehké“ větvi, která má dvě spojitá pořadí. První pořadí má dvě stolice, horizontální a vertikální, druhé pořadí má pět stolic střídavě vertikální a horizontální. Za poslední stolicí jsou letmé nůžky a za nimi je tříválcový redukční blok Kocks, na kterém se válcují tyče kruhového průřezu. Tento blok byl instalován v r. 1991. V r. 2001 byl přidán ještě jeden tříválcový pětistolicový blok. Je na něm možné válcovat průměry

23 až 81 mm, přičemž přechod na jiný rozměr je velmi rychlý. V loňském roce byl tento blok nahrazen modernějším šestistolicovým blokem, který je vybaven stavěním do tlaku. Současně se přestavují i vodítka. Dosahují se tím užší tolerance hotových vývalků. Přestavba hotovního bloku byla zvládnuta za 3 týdny.

L J

Hledisko udržitelnosti při rozvoji hutnictví

<http://www.steel.org/Sustainability.aspx>

V rozvoji severoamerického hutnictví se již delší dobu uplatňuje princip udržitelnosti. Tímto pojmem se míní společná sociální odpovědnost (corporate social responsibility – SCR). V rámci těchto aktivit byly investovány miliardy dolarů s cílem snížit spotřebu energie, snížit emise oxidu uhličitého, omezit dopady na životní prostředí a zvýšit podíl recyklovaných materiálů. Díky tomu se v Severní Americe ročně recykluje 80 mil. t oceli, a ocel se tak stala materiálem s nejvyšším podílem recyklace. V roce 1990 podíl recyklované oceli činil v Severní Americe něco přes 60 %, dnes překročil 80 %.

Od r. 1990 se rozšiřuje podíl tenkých bram, což přináší úspory energie. Díky tomu a dalším opatřením se podařilo snížit spotřebu energie při výrobě oceli o 27 % a emise CO₂ o 33 %, vztaženo na tunu hotových výrobků. Stojí za zmínku, že spotřeba energie a emise CO₂ na tunu oceli jsou nižší než u hliníku, hořčíku a dalších kovů. Další snižování spotřeby energie již není jednoduše možné, poněvadž jsme se v některých oblastech přiblížili nutné spotřebě energie dané fyzikálními zákony. Proto se pracuje na vývoji nových technologií, které využívají ekologicky výhodnější paliva.

L J

Další investice ArcelorMittal do ekologie

ArcelorMittel Ostrava spustil ekologickou investici za miliardu. *Technický týdeník*, 2013, č. 13, s. 34

Společnost ArcelorMittel Ostrava ve spolupráci s ČKD PRAHA DIZ zahájila projekt denitrifikace hutní energetiky, který by měl vést ke snížení roční emise oxidů dusíku nejméně o 600 t. Je vhodné připomenout, že již loni byla zahájena ekologická investice odsíření energetiky. Obě investice probíhají za plného provozu souběžně. Vlastní montáž na kotlech č. 8, 9 a 10 se uskuteční během jejich plánované odstávky tak, aby nebylo narušeno zásobování hutě energiemi. Odsíření by mělo začít pracovat v r. 2014, zařízení denitrifikace by mělo být zprovozněno počátkem r. 2015.

Náklady na snížení NO_x přesahují 1 mld. Kč, náklady na odsíření jsou 0,5 mld. Kč. Investici do odsíření financuje ArcelorMittel čistě z vlastních zdrojů, na druhou investici využívá evropské dotace.

LJ



První písemně doložené zmínky o **Cínovci** pocházejí z r. 1378, a to v souvislosti s rýžováním cínové rudy v místních vodních tocích. Naleziště v potočních naplaveninách byla natolik bohatá, že zdejší těžba po r. 1440 dokonce konkurovala nedalekému královskému hornímu městu Krupka. V r. 1547 se zde objevilo i stříbro. V době 30leté války nastal útlum hornické činnosti, ale pak se opět těžba rud a zpracování kovů rozvinuly. V r. 1850 byl v ložisku objeven wolfram, který se

od r. 1870 stal dokonce hlavní těžní složkou. Historické zprávy dokládají zhutňování cínových rud v místní huti, čili na ložisku se prováděla těžba, úprava i metalurgické zpracování kovů. Ruda se zde těžila štolovým způsobem, ale byly zde zbudovány i čtyři jámy. K dalšímu rozmachu došlo za 1. světové války, kdy rakousko-uherské mocnářství aktivizovalo všechna svá kovonosná naleziště a výrobní kapacity pro vojenské účely. Ve 20. a 30. letech minulého století však těžba ustala. Opět za 2. světové války, kdy doly připadly pod německou správu, nastal nový rozmach: byla prohloubena jáma a postavena nová úpravna rud.

V r. 1945 připadlo rudné ložisko Rudným dolům Příbram, n.p., k nimž lokalita patřila s výjimkou krátké doby přičlenění k Západočeským rudným dolům, n.p., až do r. 1990. V letech 1953 – 1961 zde probíhal systematický vrtný průzkum, na nějž navazoval báňský průzkum hloubením průzkumné jámy. Ložisko bylo předáno do provozního užívání v r. 1974, čímž byla zahájena nová éra využívání 600 let starého revíru. Odtěžovalo se staré ložisko a vybudoval se nový báňsko-úpravnický komplex. Tento nový provoz pracoval v letech 1980 – 1990. V r. 1992 byl provoz zrušen a opuštěn. Pak zde zůstaly jen zbytky někdejších báňských budov. V r. 2012 byly poslední z nich zlikvidovány a na jejich místě byly provedeny terénní úpravy povrchu, vracející území pro účely neprůmyslového využívání, především turistiky. Těžební patra jsou zatopena důlní vodou.



První fotografie ukazuje dobový pohled na těžební areál z r. 1945. Druhá fotografie z r. 2008 ukazuje v detailnějším pohledu torzo šachetní budovy starého závodu, tedy ještě před její likvidací spolu s ostatními objekty v areálu.

Polospojité laboratorní válcovna tyčí na VŠB-TU Ostrava

byla zprovozněna v prosinci 2012 a je **přednostně určena k optimalizačním simulacím podmínek teplotně řízeného válcování a ochlazování tyčí kruhového průřezu a ke studiu procesů intenzivního tváření za tepla**. V současné době umožňuje válcovat vratně na hladkých válcích o průměru až 350 mm, nebo vratně či spojitě na válcích s kalibrační plochou ovál-kruh.

Pece: hlavní plynová pec s max. teplotou 1300 °C a několik mobilních či stabilních elektrických odporových pecí (1250 až 1800 °C – v případě superkanthalové pece) pro ohřev materiálu před válcováním nebo pro mezioperační ohřev, resp. (i v kombinaci s kalicí vanou vybavenou oběhovým čerpadlem) pro tepelné zpracování či řízené zpomalené ochlazování odstřížků vývalků.

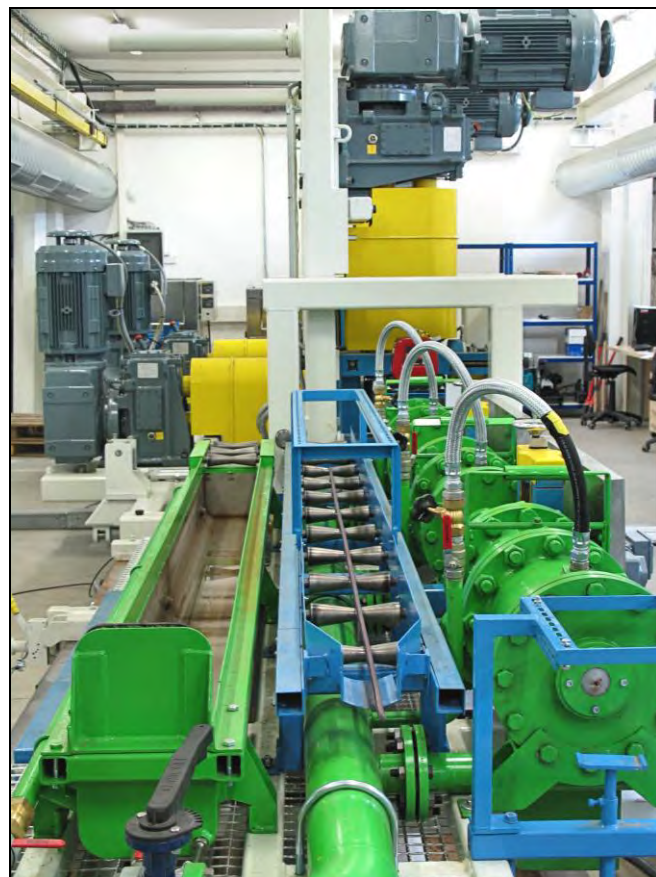
Předválcovací vratná stolice: první sada válců o průměru 350 mm umožňuje vyválcovat kulatinu 15,8 mm z nápichu kulatiny 55 mm, druhá sada válců je určena pro válcování kulatiny 7,9 mm z nápichu kulatiny 26 mm; připravuje se další sada válců s kalibrační kosočtverec-čtverec (nejmenší vývalek kvadrát 14 mm z nápichu kvadrátu 45 mm nebo kulatiny 50 mm).

Spojité hotovní pořadí s uspořádáním 4 stolic H-V-H-V vychází z nápichu kulatiny 20 – 6,4 mm a je určeno pro válcování kruhových tyčí o průměru 12,3 – 4,2 mm při nejvyšší válcovací rychlosti 2,5 m/s. Využívá zejména produkty z předválcovací stolice, rozměrově sladěné s požadavky hotovního pořadí. Nastavitelná mezistolicová vzdálenost je min. 1 m. Vývalek délky až 3 m lze bezprostředně zakalit, nebo ochlazovat volně na vzduchu, zrychleně tlakovou vodou (s regulovatelnou intenzitou), či zpomaleně v žíhacích pecích.

Měření povrchové teploty je zajišťováno jedním přenosným pyrometrem (v rozsahu 200 – 1400 °C) a čtyřmi operativně na konzoly umístitelnými teplotními skenery vysokorychlostního typu (s rozsahy 600 – 1400 °C, 400 – 1200 °C, resp. 300 – 1000 °C).



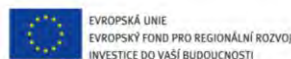
Předválcovací reverzní stolice s plynovou pecí (vlevo).



Posuvná kalicí vana, chladník a vodní chlazení za hotovním pořadím (zleva) s konzolami pro teplotní skenery.



Čtyři válcovací stolice spojitého hotovního pořadí.



Kontakt: prof. Ivo SCHINDLER VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, RMTVC

17. listopadu 15, 708 33 Ostrava

E-mail: ivo.schindler@vsb.cz

Tel.: +420 596 995 215