

ROČNÍK/VOL. LXVIII
ROK/YEAR 2015

3



Hutnické listy

METALLURGICAL
JOURNAL

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

WWW.HUTNICKELISTY.CZ
ISSN 0018-8069



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

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

VŠB-TU Ostrava, Ostrava, Česká republika

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

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

Časopis vychází 6x ročně. Cena jednotlivého čísla 200 Kč. K ceně se připočítává DPH. Roční předplatné základní 1190 Kč, studentské 20 % sleva proti potvrzení o studiu. K předplatnému se připočítává poštovné vycházející z dodávek každému odběrateli. Po dohodě se zahraničními odběrateli je možno stanovit cenu v Euro (€) jako souhrnnou včetně poštovného. Předplatné se automaticky prodlužuje na další období, pokud je odběratel jeden měsíc před uplynutím abonentního období písemně nezruší prostřednictvím listinné nebo elektronické pošty. Objednávky na předplatné přijímá redakce nebo SEND Předplatné, spol. s r.o., Ve Žlíbku 1800/77, hala A3, 193 00 Praha 9-Horní Počernice (225 985225, send@send.cz). Informace o podmínkách publikace, inzercí 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., 2015

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

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

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

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

© OCELOT s.r.o., 2015

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

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

Recenzované vědecké články/Peer-reviewed scientific papers

- prof. Ing. Zdeněk Jonšta, CSc.* 2
Perspektivy rozvoje materiálového inženýrství
Perspectives of Development of Material Engineering
- Ing. Pavel Kučera, prof. Ing. Eva Mazancová, CSc.* 10
Mechanické vlastnosti oceli AISI 4135 po třech různých experimentálních procedurách tepelného zpracování pro výrobu vysokotlakých lahví
Mechanical Properties of Steel AISI 4135 after Three Different Experimental Heat Treatment Procedures for Production of High Pressure Cylinders

Recenzované výzkumné články/Peer-reviewed research papers

- Ing. Daniela Hauserová, Ph.D., Ing. Jaromír Dlouhý, Dr. Ing. Zbyšek Nový* 15
Vliv výchozího stavu ložiskové oceli 100CrMnSi6-4 na teplotu a dobu austenitizace při indukčním kalení
Effect of Initial State of 100CrMnSi6-4 Bearing Steel on Austenitisation Temperature and Time during Induction Quenching
- doc. Ing. Miroslav Greger, CSc., Ing. Jiří Petržela, Ph.D., Ing. Vladimír László, Ph.D., Ing. Michal Sušovský, Ing. Václav Mašek* 20
Kování nástrojových ocelí na radiálních kovacích strojích
Forging Tool Steels on Radial Forging Machines
- Ing. Jan Kufa, Ing. Ladislav Kander, Ph.D., Ing. Gabriela Rožnovská* 27
Vliv mikročistoty na únavovou životnost válcovaných drátů z vysokouhlíkové a kordové oceli
Influence of Microcleanness on Fatigue Endurance of Wire Rod of High-carbon and Cord Steel
- Ing. Jiří Dvořák* 33
Analýza dispersních křivek Lambovy vlny
Analysis of Dispersion Curves of the Lamb's Wave

Informační články/Informative articles

- hutní výroba v ČR a SR/metallurgical production in Czech Republic and Slovak Republic** 37
- zprávy z podniků, institucí a řešitelských pracovišť/news from companies, institutions and research working sites** 41
- ze spolkové činnosti a odborných akcí/information on associations and professional events** 49
- nová literatura/New books** 51
- hutnictví ve světě/metallurgy in the world** 55
- historický seriál/historical serial** 58

Dodavatelé příspěvků ve všeobecné části:

- Hutnictví železa, a.s. • ČHS. • VŠB-TU Ostrava, FMFI • pravidelní dopisovatelé • redakce

Recenzované vědecké články

Perspektivy rozvoje materiálového inženýrství

Perspectives of Development of Material Engineering

prof. Ing. Zdeněk Jonšta, CSc.¹

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

Dynamický rozvoj oboru materiálového inženýrství klade zvýšené požadavky na mechanické vlastnosti technických materiálů, které ve vazbě na jejich strukturu determinují možnost jejich exploatace v náročných podmínkách. V článku jsou diskutovány materiálově inženýrské aspekty vybraných typů technických materiálů, včetně progresivních technologií jejich zpracování a možností jejich dalšího rozvoje. Článek rovněž poukazuje na některé negativní stránky těchto materiálů, které jsou nezbytnou součástí jejich dalšího výzkumu a vývoje. Pozornost je věnována jak tzv. nekonvenčním materiálům, tak i ocelím, které mají v široké škále technických materiálů nezastupitelné místo.

Klíčová slova: materiálové inženýrství; technické materiály; struktura, mechanické vlastnosti; chemická konstituce; technologie zpracování

Dynamic development of material engineering places increased requirements to mechanical properties of technical materials, which in relation to their structure, determine the possibilities of their exploitation in demanding conditions. The paper discusses material engineering aspects of selected types of technical materials, including advanced technologies of their processing, as well as possibilities of their future development. It points out also some of negative features of these materials, which are inevitable part of their future research and development. Special attention is paid both to the so called unconventional materials and also to steels, which have an irreplaceable position in the range of technical materials.

Key words: material engineering; technical materials; structure; mechanical properties; chemical constitution; processing technology

Materiály jsou tradičně členěny do tří základních skupin: kovy, keramika a polymery, i když k těmto skupinám lze přidat i problematiku uhlíkových materiálů. Tato konvenční klasifikace má svoji podstatu v typu meziatomové vazby, které determinují finální vlastnosti daných materiálů. Spolu s vývojem nových vědních oblastí v rámci materiálového inženýrství před 20 až 25 lety vyvstává celá řada nových otázek požadujících systematické studium strukturních parametrů, úrovně dosahovaných vlastností a zpracování materiálů. Průvodním jevem tohoto procesu je i výrazné rozšíření oblastí každé z výše uvedených materiálových skupin. Podíváme-li se na současné materiálové inženýrství, tak z něj vyplývá existence širokého spektra dosahovaných strukturních aspektů a vlastností, které představují rozsáhlé „kontinuum“. Staré vžitě hledisko, že kovy jsou krystalickým materiálem, keramika je velmi křehká a polymery jsou izolátory, postupně ztratilo svůj význam. Vždyť v nedávné minulosti byly vyvinuty nekystalické (amorfní) kovové materiály. Stejně tak byly vyvinuty vodivé polymery. U konstrukční keramiky bylo dosaženo neočekávané

zvýšení plastické odezvy a houževnatosti díky rozšíření poznatků o fyzikálně inženýrské podstatě tzv. transformační plasticity, včetně rozvoje dalšího směru orientovaného na modifikaci vazebních parametrů tohoto typu materiálu, jak již bylo reálně aplikováno v některých intermetalických materiálech, které představují přechod mezi kovy a keramikou [1].

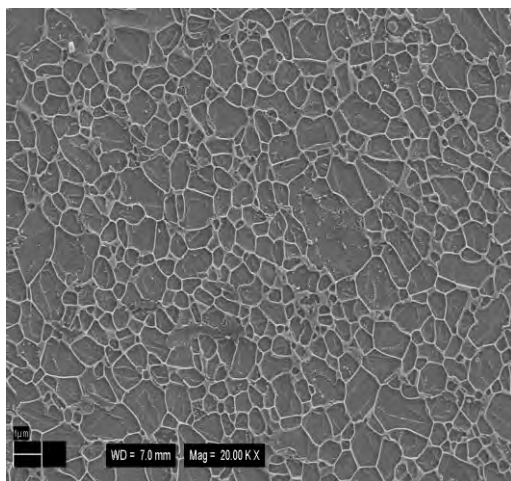
Progresivní skupinu materiálů tvoří tzv. složené materiály založené na spojení dvou a více materiálových typů, což vede k získání materiálu o vlastnostech, které ani jeden z koexistujících materiálů nemá. Dosahovaná úroveň těchto materiálů závisí na vlastnostech jednotlivých složek a jejich vzájemném objemovém poměru, geometrii uspořádání a jejich interakci.

K dosažení tohoto širokého spektra vlastností je nezbytnou podmínkou výzkum a vývoj materiálových charakteristik a nových technologických variant. To vyžaduje systematické plnění vědecko-výzkumné a

aplikační hierarchie od základního vědeckého výzkumu až do technicko-technologické aplikační oblasti.

Perspektivní směry v rozvoji materiálů

Řada keramických materiálů, jako je například Si_3N_4 , SiC , částečně stabilizovaný ZrO_2 (Partially Stabilized Zirconia – PSZ), Al_2O_3 , BN atp., může být pokládána za základního kandidáta kvalifikovaného zvyšování odolnosti součástí a výrobků proti křehkému porušení (obr. 1). PSZ obsahuje jako stabilizátory vysokoteplotní fáze ZrO_2 , přísady Y_2O_3 , resp. MgO (CaO). Při rozvoji trhliny v ZrO_2 tak dochází v tomto materiálu k napětově indukované fázové přeměně tetragonální fáze ZrO_2 na monoklinickou fázi a ke zvýšení specifického objemu cca o 4 %. Výsledkem je změna stavu napjatosti tím, že dochází ke snížení koncentrace napětí u čela trhliny, což vede k omezení rozvoje porušení. Například u kompozitu typu $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{ZrO}_2 + \text{Y}_2\text{O}_3$ lze dosáhnout výrazného zvýšení lomové houževnatosti. V dané souvislosti je však třeba uvést, že ZrO_2 (PSZ) výrazně ztrácí za vyšší teplotní expozice svoji pevnostní úroveň, což představuje určité omezení kvalifikace tohoto materiálu pro použití v širokém teplotním intervalu [2].



Obr.1 Mikrostruktura keramiky SiC
Fig. 1 Micro-structure of SiC ceramics

Řada z uvedených typů keramických materiálů má perspektivu širší aplikace v automobilovém průmyslu a energetických zařízeních. Kromě této aplikační oblasti, např. korundová keramika na bázi Al_2O_3 vykazuje výbornou biokompatibilitu a chemickou odolnost. Z tohoto důvodu je tento typ materiálu používán pro implantační účely v medicíně a při dentálních aplikacích.

Nadějnou oblast představuje rozvoj procesu rychlé solidifikace. Při ochlazení roztaveného kovu rychlostí $10^5 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, příp. vyšší, lze dosáhnout novou mikrostrukturní variantu. Základní charakteristikou dosažitelnou při rychlé solidifikaci je tvorba rozsáhlých oblastí tuhých roztoků, příp. velmi jemné precipitace sekundárních fází, které jsou rovnoměrně distribuovány v základní matici. Výsledkem je tvorba

mikrokrystalické struktury a omezení segregace. Kromě toho je zde i příležitost k tvorbě nerovnovážných krystalických složek ve struktuře. Při nejvyšších ochlazovacích rychlostech a při vhodné chemické konstituci materiálu dochází až ke vzniku amorfního stavu. Proces rychlé solidifikace je vhodný k přípravě materiálu ve formě velmi jemných mikroskopických částic, ochlazených například prudkým proudem plynů, zatímco velmi prudké ochlazení na rychle rotujícím válci vede ke vzniku tenkých amorfních pásů.

Výše uvedené produkty ve většině případů mohou sloužit jako výchozí materiál pro finální zpracování. Výroba mikrokrystalických prášků a amorfních materiálů tak vlastně může představovat pouze první stadium dalšího zpracování. Různé způsoby kompaktace těchto materiálů do třídídimenzionálních výrobků v takovém případě představují další významnou etapu v následném výrobním postupu [3].

Výroba nekystalických materiálů ukazuje, že v amorfním stavu neexistuje periodicitu uspořádání atomů a že zde existuje pouze slabá korelace v polohách atomů pod 1 – 2 nm. Vzdálenosti nejbližších atomárních sousedů nejsou přesně definovány a zjištěné deviace dosahují až 5 % v porovnání s krystalickým stavem. Dokonce v některých případech dosahují až 10 – 15 %. V současné době je vypracována škála chemického složení amorfních materiálů podle specifických požadavků na jejich aplikaci. V případě požadavku na vysokou pevnost (cca 3000 – 4000 MPa), tvrdost a tažnost je složení materiálu v souladu s konvenčním požadavkem vzájemného obsahu kovové složky a metaloidu, založeného na bázi Fe a B. Pro zvýšení odolnosti proti koroznímu napadení a napětově indukované koroze byly vyvinuty amorfní materiály o chemické konstituci založené na bázi Fe, Cr, Ni, P a C při obsahu metaloidů okolo 25 %. Kromě výše uvedených mechanických a korozních charakteristik jsou kovová skla známa jako vynikající magneticky měkký materiál o chemické konstituci na bázi Fe, Ni, B a P. V poslední době byly vyvinuty špičkové varianty obvykle o konstituci charakterizované následujícím složením: $\text{Co}_{60}\text{Fe}_9(\text{Mo},\text{Si},\text{B})_{30}$. Tato amorfní varianta vykazuje extrémně nízkou magnetostrikci a počáteční permeabilitu.

Z hlediska materiálového inženýrství je charakteristickou vlastností kovových skel dosažení vysoké meze kluzu. To je dáno sníženou mobilitou dislokací v amorfni matici v souvislosti s její neuspořádanou vnitřní strukturou. Nedostatkem je, že úroveň R_p a R_m je velmi blízká a po dosažení R_p , dochází k lokalizované deformaci a k degradaci. Za zmínku stojí i zjištění, že amorfni kovy, např. $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$, vykazují při dosahované hodnotě $R_p \approx 3500 \text{ MPa}$ úroveň lomové houževnatosti okolo $9 - 9,5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. U vysokopevných ocelí při $R_p \approx 3500 \text{ MPa}$ se extrapolací výše uvedené úrovně lomové houževnatosti nedosáhne. Zdrojem výrazné magnetické měkkosti je absence překážek pohybu magnetických domén. Zvýšená korozní odolnost kovových skel

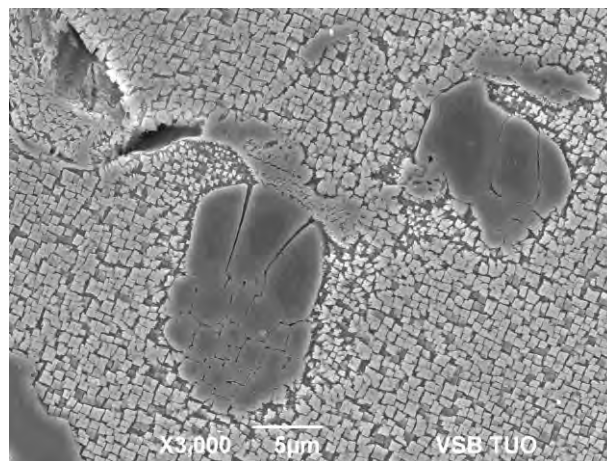
vyplývá z jejich následujících materiálově inženýrských charakteristik. V prvé řadě je to absence hranic zrn, která působí do určité míry diskontinuálním vlivem, včetně toho, že mohou v sobě zachycovat segregované škodlivé příměsi. Nepravidelná struktura amorfních materiálů podporuje nukleaci oxidů, dosažení jejich větší tloušťky a tím i vyšší korozní odolnosti. Z rozboru polarizačních křivek plyne, že kovová skla se pasivují při podstatně nižších potenciálech než některé nerezavějící oceli. Proudová hustota kovových skel stanovená v aktivní oblasti je podstatně nižší ($\text{Fe}_{33} \text{Cr}_{14} \text{Ni}_{35} \text{P}_{12} \text{B}_6$, resp. $\text{Fe}_{72} \text{Cr}_8 \text{P}_{13} \text{C}_7$) než je tomu u komerčních typů korozivzdorných ocelí [4].

Disperzní zpevnění přísadou oxidů a mechanické legování představují významné příspěvky k přípravě perspektivních technických materiálů. Materiály disperzně zpevněné oxidy jsou výhodné, neboť neodrážejí stav zpevnění vycházejícího z fázových diagramů, jako je tomu při precipitaci karbidů, nitridů nebo produktů spinodálního rozpadu. Zpevnění oxidickou fází je způsobeno jejím přidáním do matrice v průběhu výrobního procesu. Vysoké teploty tavení oxidických fází (dispersoidů) jsou bezesporně příznivým zpevňujícím parametrem, jmenovitě v případě superslitin, kdy se významně podílejí na zvýšení creepové úrovně, než je tomu při zpevnění cestou termodynamicky vyloučených částic z matrice. Oxidické dispersoidy tvoří nekoherentní fázová rozhraní s matricí. Za vyšších teplot pak tato fázová rozhraní působí jako lokalizovaná „prázdná“ místa a představují přednostní místa pro vznik a pohyb dislokací, jak plyne z nižší úrovně vazby na fázovém rozhraní dispersoid-matrice. Dislokační úseky jsou vlastně při interakci s dispersoidy zkracovány. V poslední době je například u niklových superslitin upřednostňována přísada dispersoidu Y_2O_3 místo oxidu thoria ThO , neboť v tomto případě nelze vyloučit určitou radioaktivitu v souvislosti s jeho radioaktivním původem.

Mechanické legování představuje technologii obvykle používanou k docílení vazby kovových prášků s keramickými prášky. Směs těchto prášků je v kulových mlýnech exponována vysokou teplotou. Částice jsou rozbíjeny a dále spojovány. Proces sestává z deformace částic, jejich porušení, spojení (svaření) jednotlivých fragmentů vzniklých při porušení částic a zavedení například přísady Y_2O_3 do prášku o chemické konstituci odpovídající superslitině. Z připraveného, mechanicky legovaného prášku se získá tzv. zelená surovina, která je dále zpracovávána cestou extruze, válcováním za tepla a v dalším kroku tepelně zpracována [5].

Zvýšená úroveň dosahované creepové odezvy je výsledkem výše uvedeného disperzního zpevnění, např. u niklových superslitin (obr. 2). Za zvýšené teploty jsou zjišťovány velmi příznivé creepové výsledky u mechanicky legované slitiny 6000E. Creepové charakteristiky jsou podstatně vyšší než se obvykle dosahuje u TD niklu (ThO) nebo superslitiny

INCONEL 792. Po expozici 10^3 hodin při teplotě 1000°C dosahuje pevnost slitiny MA 6000E hodnoty okolo 200 MPa, zatímco u výše uváděných typů slitin je creepová pevnost okolo 90 – 100 MPa. Mechanicky legovaná litina 6000E svými pevnostními charakteristikami překonává i usměrněně tuhnoucí slitinu disperzně zpevněnou přísadou Hf. V návaznosti na uvedené výhody použití techniky mechanického legování je vhodné uvést, že díky této technologii lze vyrobít materiály o chemické konstituci přesahující konvenční úroveň, jak plyne z rovnovážných diagramů.



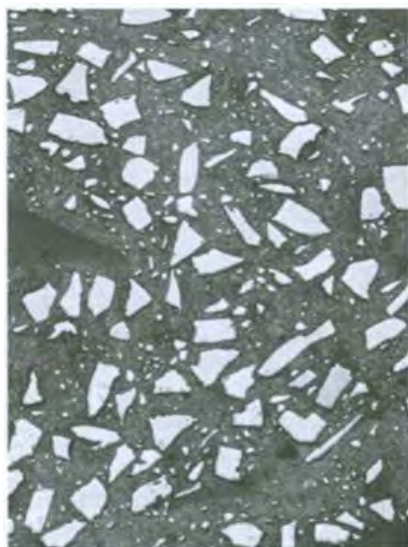
Obr. 2 Mikrostruktura Ni-superslitiny
Fig. 2 Micro-structure of Ni super-alloy

Kromě výše uvedených případů mechanického legování u niklových superslitin je v současné době pozornost věnována i mechanickému legování u hliníkových slitin typu Al-4Mg-1,3Li-1,1C, které nalézají vhodná uplatnění v leteckém průmyslu. Jejich předností je, že vysokých mechanicko-metalurgických vlastností lze dosáhnout přímo bez aplikace superpozičního deformačního zpevnění po rozpouštěcím žíhání. Při souhrnném hodnocení se dochází k závěru, že lze dosáhnout okolo 8% snížení specifické hmotnosti při 12% zvýšení modulu pružnosti. Rovněž se v současné době používá i mechanické legování slitin na bázi Al-Ti s obsahem okolo 12 % Ti, v jehož důsledku vznikají velmi jemné částice Al_3Ti . U těchto materiálů je možno dosáhnout zvýšení efektivní exploatace až do teploty 300°C . Jako mimořádně významné lze pokládat řešení, kdy k mechanickému legování dochází bez použití výchozího stavu materiálů v práškové formě. Mikrostruktury obsahující směs fází mohou být navzájem při intenzivní deformaci promíšeny na atomární škále [6].

Pozornost je rovněž věnována i problematice intermetalických sloučenin představujících ve své podstatě konglomerát kovových a keramických materiálů s příznivými důsledky na výsledné vlastnosti vyplývající z povahy těchto materiálových složek. Materiály dnes obvykle používané v konstrukcích, které jsou exponovány za vysokých napětí a za vysokých teplot, jsou vícefázové slitiny, v nichž zpevňující fází je intermetalická sloučenina. Z tohoto důvodu je pozornost věnována rozvoji nových materiálů konstituovaných

přímo na bázi intermetalik, která jsou schopna si zachovat pevnost i za velmi vysokých teplot. Vážným problémem při jejich aplikaci je omezená plasticita. Z tohoto důvodu je pozornost zaměřena na studium materiálově inženýrské podstaty těchto charakteristik a na výzkum možností, jak překonat tento problém, tj. dosáhnout technicky nezbytné úrovně plasticity. Z celé řady intermetalik je pozornost věnována hlavně poznání vlastností Ni_3Al , Ti_3Al , TiAl atp. Cílem výzkumných aktivit, např. u Ni_3Al , je v prvé řadě dosáhnout dostatečné úrovně tažnosti a technologičnosti přípravy po dopování tohoto intermetalika borem. Dopování přísadou boru výrazně přispívá ke zlepšení vlastností, neboť plastická deformace do porušení se blíží 30 %, zatímco u nedopované varianty tohoto intermetalika je úroveň deformace extrémně nízká. Bor jednak zvyšuje pevnost hranic zrn, jednak přispívá i k rozvoji většího počtu skluzových systémů, což v souhrnu představuje významný přínos k technologičnosti intermetalika Ni_3Al . Ke zvýšení plastické odezvy přispívá použití tepelně mechanického zpracování, které vede ke zjemnění mikrostruktury. V případě Ti_3Al lze dosáhnout požadovaného zvýšení úrovně plastické odezvy přísadou niobu, částečně nahrazujícího titan, což vede k určitému zvýšení podílu kovové odezvy v tomto intermetaliku a tím i ke snížení energetického prahu pro plastickou deformaci a jejímu snadnějšímu průběhu. U intermetalika TiAl lze po přísadě Mn, jenž podporuje rozvoj dvojčatové deformace, dosáhnout detekovatelného zvýšení plastické odezvy až na cca 8 – 10 % [7].

Rozvoj kompozitních materiálů přináší celou řadu možností pro technické použití tohoto typu materiálu. V předloženém zpracování jsou uvedeny některé příklady technické aplikace. Jak částicemi, tak i vlákny zpevněný materiál (např. typu MMCs) založený na zpevnění hliníku částicemi SiC , vede k dosažení zvýšení pevnostní úrovně a tuhosti v porovnání s nezpevněným materiálem (obr. 3). V případě kompozitů s maticí tvořenou hliníkem nebo slitinami hliníku vyvstávají



Obr. 3 Mikrostruktura kompozitu SiC v Al maticí
Fig. 3 Micro-structure of SiC composite in Al matrix

k řešení některé problémy spojené s kombinací nekovových zpevňujících částic a roztaveného kovu. Roztavený hliník, příp. roztavené slitiny hliníku nesmáčeji některé komerčně nadějně zpevňující částice, což vede k nedostatečné infiltraci a k degradaci vlastností zpevňujícího materiálu. V této oblasti významné místo zaujímají grafitové částice. Z toho vyplývá, že perspektivně úspěšná aplikace řady MMCs závisí na řešení těchto problémů [8].

Chemická depozice (CVD) na zpevňujících částicích – vláknách je využívána s cílem dosáhnout na jejich povrchu inertní povrchu materiálem zajišťující vytvoření povrchu proti reakci zpevňujících částic s nataveným kovem. Jinou uvažovanou zpevňující variantou je použití speciálního materiálu na povrchu zpevňujících vláken, vyvolávajícího smáčení založené na reakci s hliníkem a tak dosažení ochrany vláken vrstvou reakčního produktu. V současné době jsou v dané souvislosti využívány technologie tlakového lité, odlévání materiálů v polotekutém stavu atp. [9].

Dnes jsou rozvíjeny různé varianty zaměření na zefektivnění procesu zpevnění, které jsou obvykle založeny (například u kompozitů zpevněných vláknami) na zachování určitého stupně přemostění neporušenými vlákny a na požadavku dosažení vytahování vláken, což představuje další přínos ke zvýšení pevnosti součástí a výrobků. Podle dnešních představ zde příznivě působí nižší úroveň houževnatosti oblastí okolo vláken. To umožňuje přednostní deviaci v průběhu porušení podél tohoto rozhraní, přičemž k porušení dochází nejen podle I módu, ale částečně se uplatňuje i II mód, spojený s určitým rozvojem plastické deformace. V současné době jsou známy kompozity založené na různém typu základní matrice [10].

Zajímavou skupinu materiálů tvoří slitiny s tvarovou pamětí (TiNi , CuZn , FePt , NbTi atd.). V dané souvislosti se u nich mohou uplatnit dva účinky: pseudoelasticita a tvarově paměťový jev. Pseudoelasticita je výsledkem napětově indukované martenzitické transformace, přičemž po odlehčení se materiál vrací do původního stavu v tvaru. Jednotlivé desky martenzitu v tomto případě nerostou bouřlivě, jako je tomu u konvenčně vznikajícího martenzitu [11].

V případě nereversibilní deformace dochází k procesu nazvanému „tvarově paměťový jev“. Za těchto podmínek je nezbytný dodatečný ohřev pro obnovení martenzitu ve struktuře, neboť deformace se uskutečňuje za teploty ležící pod A_s . V průběhu ohřevu se struktura materiálu vrátí do původního stavu, což je jev odpovídající retransformaci mřížky. Sled postupně vznikajících martenzitických desek se zachovává i při jeho zpětné transformaci do výchozího stavu, avšak v obráceném pořadí: deska, která vznikla první, zpětně transformuje jako poslední [12].

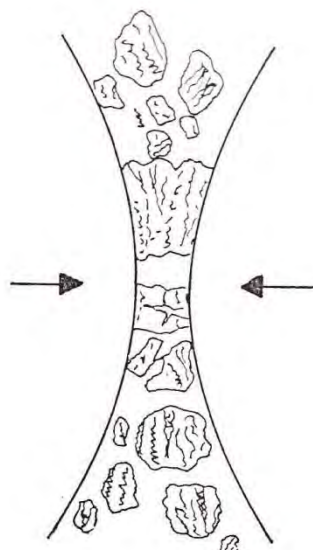
K tvarově paměťovému jevu také dochází i při deformaci pod M_s . Je to proces, který nachází

nejčastější technologické aplikace. V tomto případě je mikrostruktura tvořena tepelně indukovaným martenzitem, což znamená, že jeho vznik se uskutečňuje procesy probíhajícími ve všech potenciálně možných variantách. Po působení vnějšího zatížení strukturní varianty, korelující s deformačními směry, mají tendenci růst a nepříznivě orientované strukturní varianty postupně mizí. Znamená to, že strukturní varianty, které korelují se směrem působícího napětí, rostou na úkor nekorelujících strukturních variant. Nepříznivé strukturní varianty postupně vymizí a pouze nepříznivější strukturní varianta se šíří po celém objemu kovu. Při ohřevu se struktura vrací zpět do původního stavu tvořeného stejným souborem strukturních variant, včetně zotavení po deformačním procesu. Kromě toho existuje celá řada způsobů, jak využívat oně popsané vratnosti materiálů, z nichž nejčastěji je používán tzv. vratný tvarově paměťový jev (two-way). Tvarově paměťové materiály nalézají uplatnění jako materiály tvořící materiálový základ různých elektronických prvků v řídicích a měřicích systémech, při spojování materiálů a také v lékařství, jmenovitě jako velmi vhodný implantační materiál [11].

V současné době je pozornost stále více věnována i výzkumu a vývoji uhlíkových materiálů, ať již ve formě zpevňujících vláken, nebo grafitových nanotrubiček [13]. Grafitové krystaly jsou charakterizovány jak dosahovanou vysokou pevností, tak vysokými hodnotami modulu pružnosti zjišťovanými v tzv. směru -a- (bazální rovina). Vysoké hodnoty těchto parametrů vyplývají z dosahovaných dvojnásobných vazeb mezi atomy uhlíku. V tomto směru se dosahuje hodnot $E \approx 1000$ GPa, včetně vysoké tepelné vodivosti ($\lambda = 1950$ W·m⁻¹K⁻¹). V daném směru se pak dosahuje v blízkosti pokojové teploty záporné úrovně tepelné roztažnosti ($\alpha_c \approx 1,2 \cdot 10^{-6}$ K⁻¹). Uvedených vlastností dosahují uhlíková vlákna s dobře vyvinutou grafitovou strukturou. Pro úplnost lze ještě uvést, že naopak ve směru -c- hexagonální mřížky, kde převládá poměrně slabá van der Walsova vazba, se dosahují následující hodnoty: $E_c = 36$ GPa, $\lambda = 5,7$ W·m⁻¹K⁻¹ a $\alpha_c = 28 \cdot 10^{-6}$ K⁻¹. Tato tzv. nízkomodulovaná uhlíková vlákna při výše uvedeném modulu pružnosti dosahují tahové pevnosti okolo 2,5 – 3 GPa. U vysokopevnostní varianty (vlákna vyrobená z polyacrylonitrilu – PAN) je při modulové úrovni okolo 230 GPa dosahována pevnost okolo 6 – 7 GPa. U vysokomodulové varianty uhlíkových vláken se dosahuje pevnosti okolo 3,5 GPa. Katalytickou depozicí par (CVD) lze získat různé druhy uhlíkových nanostruktur jako jsou nanovlákna, multistěnové a monostěnové uhlíkové trubičky atp. Základem je katalytický materiál, teplota depozice a použitý typ uhlovodíků. Grafitové materiály dosahují výrazně vyšších pevnostních vlastností než např. ocel, přičemž jejich hmotnost je ve srovnání s ocelí přibližně pětina [14].

Nanokrystalické materiály jsou monofázové nebo multifázové polykrystalické látky, jejichž krystaly dosahují jednotky nebo desítky nanometrů. Mají

atomární strukturu odlišnou od dvou základních známých struktur tuhého stavu: krystalického a amorfního stavu. Strukturu nanokrystalických materiálů je možno pokládat za nový typ struktury pevného stavu s náhodným atomárním uspořádáním. Vyznačuje se extrémně vysokou hustotou hranic zrn, přičemž 30 až 50 % všech atomů leží v oblastech hranic zrn. Tyto materiály mají výrazně odlišné vlastnosti související například s mimořádně vysokou difuzitou. Vysoká koncentrace hranic zrn umožňuje urychlené zpracování ve spojení s využitím intenzivní difuzity. V důsledku vysoké autodifuze dochází k tomu, že keramické materiály se mohou plasticky deformovat účinkem difuzně řízených procesů tečení. Vysoká hustota hraničních oblastí vede k modifikaci úrovně modulu pružnosti, mění se rozpustnost vodíku a lze vyrobit slitiny, jejichž chemické složení by za konvenčních termodynamických podmínek nebylo možné docílit. Také úroveň specifického tepla je změněna. Nanokrystalické materiály lze vyrobit kondenzací par nebo způsobem mechanického legování (obr. 4). Významnou vlastností těchto materiálů je vysoká náchylnost k růstu krystalů již za mírně zvýšených teplot. Například u kovů, jejichž rovnovážná teplota tavení T_m je nižší než 600 °C (Sn, Al, Mg), dochází již za normální teploty k růstu zrn. Je-li T_m vyšší, tak k růstu dochází později (u Fe při cca 200 °C, u Cu okolo 100 °C) [15].



Obr. 4 Schéma techniky mechanického legování při přípravě nanokrystalických materiálů (Schéma mechanismu legování při přípravě nanokrystalických materiálů??)

Fig. 4 Diagram of technique of mechanical alloying at preparation of nano-crystalline materials (Diagram of alloying mechanism at preparation of nano-crystalline materials??)

Značná pozornost je věnována rozboru progresivních materiálově inženýrských charakteristik ocelí včetně sledování předpokládaných směrů rozvoje zvyšování jejich užitečných vlastností (obr. 5).



Obr. 5 Výroba kovářenského ingotu
Fig. 5 Manufacture of ingot for forging

Moderní koncepce orientované na zvyšování úrovně vlastností nejsou založeny pouze na modifikaci strukturně mechanických charakteristik ať již cestou legování nebo tepelného zpracování, ale současně jsou sledovány i cesty založené na řízení metalurgických vlastností přímo v procesu výroby a zpracování materiálů. Cílem je dosáhnout optimální korelace mezi metalurgickými parametry v procesu technologického zpracování a finálními užitnými vlastnostmi. Ve středu pozornosti jsou i otázky svařitelnosti, jmenovitě pak problémy spojené se stanovením optimalizovaných technicko-technologických parametrů, jako jsou vlastnosti tepelně ovlivněné zóny, vznik hrubozrné struktury, příp. vznik specifických rozpadových produktů, vznik granulárního bainitu spojený s tvorbou M/A složky, realizace zbrzděných lomů v hrubozrné martenzitické struktuře, superpozici vliv vodíku atp. [16].

Jednou ze základních modifikací vlastností konstrukčních ocelí o vyšší pevnosti (HSLA) je snižování uhlíkového ekvivalentu při zachování, příp. i zvýšení souboru dosahovaných mechanických vlastností. Cílem je dosažení vyšší odolnosti proti křehkému porušení, snížení, příp. úplná eliminace teploty předehřevu při svařování a dosažení vyšší odolnosti proti vodíkovému zkřehnutí. Pozornost je věnována některým variantám tepelně mechanického zpracování. Tuto oblast zpracování lze trvale pokládat za perspektivní, neboť lze dosáhnout vyšší úrovně vlastností bez dodatečného legování, a to i při nižším uhlíkovém ekvivalentu. Za technicky zajímavé lze v dané souvislosti pokládat spojení řízeného válcování s následným zrychleným ochlazováním. Oba procesy jsou navzájem technologicky propojeny. Efektivní využití zrychleného ochlazování je přímo vázáno na režim řízeného válcování. Řízené válcování vede ke zvýšení R_p a houževnatosti, zrychlené ochlazování pak přispívá k dalšímu zvyšování obou těchto parametrů. Mimořádná pozornost je také věnována rozvoji multifázových ocelí za využití TRIP jevu. Dokonce je to někdy uváděno jako nová generace nízkolegovaných ocelí o vyšší pevnosti. Tento typ oceli je charakterizován dosažením mimořádně příznivé odezvy mechanických, tj. pevnostních i plastických vlastností

při následném zpracování tvářením. Mimořádně příznivý vztah mezi plasticitou a pevností je zaznamenáván u TRIP ocelí, u nichž se využívá deformačně indukované transformace austenitu na martenzit. Přítomnost austenitu ve výchozí struktuře představuje rozhodující parametr pro dosažení výše naznačených zvýšených mechanicko-metalurgických vlastností. Zajištění existence určitého objemového podílu austenitu je vázáno na chemickou konstituci oceli a zvolenou technologii tepelného zpracování. Všeobecně je známo, že přísada křemíku a hliníku se projeví v retardaci kinetiky vzniku karbidů, což vede k určité stabilizaci austenitu při vzniku bainitu. Jak ukazuje zkušenost, velmi příznivě působí obsahy křemíku nad 1,0 %, příp. též hliníku již okolo 0,04 %. Je však třeba zdůraznit i význam distribuce austenitu v matici oceli a jeho objemového podílu. Jako optimum lze pokládat objemový podíl austenitu okolo 10 až 15 %, kdy obvykle ještě nevznikají tzv. austenitické ostrůvky, vyvolávající riziko jejich kataklismického rozpadu na martenzit. Austenit tvoří tenké pásy, v nichž je TRIP proces omezen pouze na omezený počet rozpadových efektů, včetně potlačení kataklismické reakce. Přísada Al je méně účinná než přísada Si, což ovlivňuje parametry potřebné výdrže v průběhu rozpadu austenitu na bainit. Diskutované legování oběma prvky znamená vznik určitých technologických metalurgických problémů, a to jak v důsledku nepříznivého vlivu zvýšeného obsahu hliníku na odlévání, tak v důsledku nebezpečí vzniku tzv. červených okují, tvořících se vlivem zvýšeného obsahu křemíku, a v tomto smyslu nepříznivých podmínek pro tvářením za tepla. V současné době jsou hledány další cesty, jak optimalizovat termomechanické režimy zpracování ocelí bez přísady křemíku a hliníku a tím dosáhnout stabilizace austenitu ve feriticko-bainitické matici zařazením [17].

U konstrukčních ocelí používaných v chemickém a energetickém strojírenství je v souvislosti se zvyšováním jejich mechanických vlastností nutno počítat s postupným vzrůstem nároků na metalurgickou čistotu. Cílem je dosažení tzv. superčistoty. Jsou to oceli dlouhodobě exponované za zvýšených teplot za superpozici účinku napětí. Jako příklad lze použít kritérium odolnosti proti rozvoji popouštěcí křehkosti označený jako J-faktor $(\% \text{ Mn} + \% \text{ Si}) \cdot (\% \text{ P} + \% \text{ S})$. Mezní úroveň J-faktoru se uvádí hodnota 10^{-2} u oceli typu CrMo. V případě ocelí konstituovaných na bázi NiCrMo je požadavek na mezní úroveň řádově přísnější ($\approx 10^{-3}$). Podle dosavadní praxe, toto kritérium není dostatečné, takže byl zaveden modifikovaný J-faktor $(\% \text{ Mn} + \% \text{ Si}) \cdot (\% \text{ P} + \% \text{ Sn} + \% \text{ Sb} + \% \text{ As})$. Tento faktor však nehodnotí dostatečně selektivně vliv různých škodlivých příměsí, takže pro další zpřesnění se aplikuje faktor podle Bruscati ve tvaru $B = (10 \% \text{ P} + 5 \% \text{ Sb} + 4 \% \text{ Sn} + \% \text{ As})$, resp. v komplexní formě tzv. K-faktor definovaný jako součin $(\% \text{ Mn} + \% \text{ Si}) \cdot (\% \text{ B})$ [18].

Přestože uvedené hodnocení je bezesporným pokrokem v dané oblasti, tak při podrobném hodnocení je nutno

vzít v úvahu ještě další hlediska. Například obsahy fosforu a cínu mají v případě intergranulárního zkrěhnutí sice nezanedbatelný vliv, avšak v případě segregace na volném povrchu je jejich škodlivý vliv podstatně zvýšen, jak plyne z rozdílu v hodnotách enthalpie segregace na hranicích zrn a na volném povrchu. V případě cínu je ΔH na hranicích zrn rovna -22 kJ/mol, ale ΔH na volném povrchu je okolo -200 kJ·mol⁻¹. U fosforu lze sledovat obdobné působení, a to $\Delta H = -34$ kJ·mol⁻¹ na hranicích zrna, resp. -180 kJ·mol⁻¹ na volném povrchu. V případě obsahu síry je úroveň entalpie na volném povrchu blízká výše uvedeným hodnotám, cca -190 kJ·mol⁻¹. Jako ilustrující příklad lze použít závislost creepové odezvy u CrNiMoV oceli o různém obsahu cínu. Povrchová segregace cínu urychluje nukleaci a zvláště rozvoj kavit a jejich koalescenci, což vede k porušení po kratší expoziční době. Vysoká segreganční aktivita Sn na volném povrchu sehrává významnou úlohu při creepovém porušení oceli. Cín snižuje kritický poloměr kavit r_c podle jednoduchého vztahu $r_c = 2 \gamma / \sigma$, kde γ je povrchová energie kavity, která se za přítomnosti cínu výrazně snižuje, a σ odpovídá napětí v jednoosém stavu napjatosti. Obdobný vliv na creepovou životnost lze zaznamenat v případě síry [19].

Požadavky na úroveň čistoty ocelí je nutno odstupňovat podle účelu použití. Například u konstrukčních ocelí používaných v energetice je vyhovující obsah P okolo 0,008 %. U ocelí používaných například pro stavbu těžebních plošin je požadován obsah P pod 0,005 % a není výjimkou jeho obsah okolo 0,002 %. Toto úzce souvisí s jeho interakcí s vodíkem rezultující ve výrazném zkrěhnutí matrice [20].

Naopak škodlivý vliv fosforu lze částečně omezit za využití tzv. site competition (lokální konkurence) na hranicích zrn, kdy volný uhlík v tuhém roztoku matrice, vlivem úrovně ΔH na hranicích zrn okolo -85 kJ·mol⁻¹, přednostně působí na segreganční aktivitu fosforu, který pak zde může být zastoupen uhlíkem. Niob a titan se svou chemickou interakcí s fosforem váží ve formě fosfidů (precipitáty) nebo klastrů, a tak mohou účinně přispívat k omezení škodlivého intergranulárního účinku fosforu. Samozřejmě to platí v případě, že tyto prvky nejsou vázány na karbidy.

Postupné zvyšování technologické úrovně, vedoucí k vyšší čistotě vyráběné oceli, je důležité i v případě korozivzdorných vysokolegovaných ocelí. Tímto způsobem lze dosahovat i vyšší odolnosti proti vzniku tzv. segregančních trhlin v tepelně ovlivněné zóně při svařování. Martenzitické vysokochromové oceli jsou vyráběny s výrazně nižším obsahem uhlíku a dusíku, což zajišťuje vyšší odolnost proti nepříznivému působení vodíku a dosažení vyšší houževnatosti a odolnosti proti korozi [21].

Očekává se další rozvoj nových variant austenitických ocelí pro chemické strojírenství, které jsou konstituovány na bázi oceli typu 316 L. Příkladem je

varianta o vyšším obsahu chromu (okolo 20 %) a zvláště molybdenu (cca 6 %) charakterizovaná vyšší odolností proti bodové a štěrbinové korozi. Obsah dusíku je zvýšen na 0,20 % a používá se i přísada mědi (až okolo 1,5 %), což přispívá ke zvýšení korozní odolnosti proti působení řady kyselin. Zvýšený obsah niklu až na hodnotu cca 17 % vede v kombinaci s výše uvedeným obsahem chromu a molybdenu k dosažení dobré odolnosti proti koroznímu praskání [22].

Jak je všeobecně známo, i vysokolegované korozivzdorné oceli mají v prostředí o vyšších obsazích chloridů omezenou použitelnost [21]. Z tohoto důvodu se za těchto podmínek musí dát přednost použití niklových superslitin, příp. titanových slitin v podstatně vyšší cenové úrovni. Z tohoto důvodu se předpokládá rozvoj výše uvedené ekonomičtější varianty, která dává určité možnosti využití i za extrémních exploatačních podmínek. Předností tohoto typu austenitické oceli je vyšší úroveň R_p ve srovnání s konvenčními typy korozivzdorných ocelí. Současně je však zachována s nimi srovnatelná úroveň plastické odezvy a vrubové houževnatosti.

Závěr

V předloženém zpracování jsou diskutovány některé směry rozvoje materiálového inženýrství. Široká škála materiálů dovolila diskutovat pouze některé vybrané typy progresivních technických materiálů a některé technologie pro zvyšování jejich užitečných vlastností. Řada materiálů byla zmíněna jen okrajově. Pozornost byla zaměřena hlavně na ty materiály a technologie, které spadají nebo spadaly do vědecko-výzkumné oblasti vědního oboru Materiálové vědy a inženýrství na Fakultě metalurgie a materiálového inženýrství VŠB-TU Ostrava. Přesto ani tak nelze říci, že by byly všechny vyčerpány beze zbytku.

Je zřejmé, že hlavní část zaujmají tzv. nekonvenční materiály, včetně technologií ovlivňujících jejich vlastnosti. Ale nezastupitelné místo mají rovněž materiály na bázi železa – oceli. Zvyšování jejich užitečných vlastností řízením jejich chemické konstituce a strukturních charakteristik je jednoznačně zařazuje mezi progresivní materiály, používané v náročných podmínkách exploatace.

Tato práce vznikla na Fakultě metalurgie a materiálového inženýrství VŠB-TU Ostrava při řešení projektu č. LO1203 "Regionální materiálové technologické výzkumné centrum - Program udržitelnosti" financovaného Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky.

Literatura

- [1] MAYERS, M. A., INALI, O. T.: Developments and prospects in materials technologies. In: *Frontiers in materials technologies*, Elsevier, Londýn, (1986), 3
- [2] JONŠTA, Z.: Vlastnosti technické keramiky a metody jejího hodnocení. Ostrava: Kovosil s r.o., 1998

- [3] MAZANEC, K.: Mikrostruktura a vlastnosti vybraných typů progresivních kovových materiálů. In: *Inovace '94*, Spol. pro nové mater., Praha, (1994), 09
- [4] PEREPEZKO, J. H., SEBRIGHT, J. L., WILDE, G.: *Adv.eng.materials*, 4, (2002), 147
- [5] KOCH, C. C. CHO, A. S.: *Nanostr. materials*, 1, (1992), 207
- [6] BHADESHIA, H. K. D. H.: *Mater. Sci. Technology*, 16, (2000), 1404
- [7] SMALLMANN, R. E.: In: *Euromat '94 – Topical*, vyd. B.Vorsatz, E.Szöke, Budapest, (1994), 696
- [8] GARCIA, D.E., SCHICKLER, S., JANSEN, R., CLAUSSEN, N.: *Jnl. Eur.Ceram. Sc.*, 18, 1998, 601
- [9] WIEDEMANN, R., OETTEL, H., BERTRAM, T., WEIHNACHT, V.: *Adv.eng.materials*, 3,(2001), 865
- [10] CHUNG, O. D. L.: *Materials today*, leden, (2002), 30
- [11] FILIP, P., MAZANEC, K.: *Scripta Mater.*, 45, (2001), 701
- [12] EL FENINAT, F., LAROCHE, G., FISET, M., MANTOVANI, D.: *Adveng.materials*, 4, 2002, 91
- [13] ARAI, Y.: *Nippon Steel Tech.Rep.*, 84 (2001), 12
- [14] CALVET, P.: *Nature*, 399, (1999), 210
- [15] KUMPFERT, J.: *Adv. Eng. Materials*, 3, (2001), 851
- [16] BHADESHIA, H.K.D.H.: *Mater.Sci.Technol.*, 15, (1999), 22
- [17] JACQUES, P.J., LADRIÈRE, J., DELANNAY, F.: *Met.et Mater.Trans*, 32 A, (2001), 2759
- [18] NUTTING, J.: *Iron-and Steelmaker*, 16, (1989), 219
- [19] GRABKE, H. J.: Segregation at interfaces, In: *Chemistry and Physics of Fracture*, vyd. M.Nijhoff Publ., (1987), 388
- [20] MAZANCOVÁ, E., BŮŽEK, Z., MAZANEC, K.: *Hutnické listy*, 55, (2000), č. 1-3, s.21
- [21] ČÍHAL, V.: *Korozivzdorné oceli a slitiny*. Praha: Academia, 1999
- [22] BOWDEN, P. L., WARD, J. L.: *Stainless Steel*, 7, (1995), č. 3, s. 4

Trubky pro podmořskou těžbu ropy v Nigérii

Tisková zpráva AMO, B.Č.D.

27. 5. 2015



ArcelorMittal Tubular Products Ostrava získala kontrakt na výrobu 230 t bezešvých ocelových trubek, které budou součástí konstrukce vrtné ropné plošiny nigerijského podmořského naleziště Egina. Trubky s náročnými parametry se již vyrábějí a celá výrobně-obchodní transakce je plánována na 1. pololetí 2015. S trubkami pro off-shore aplikace, na které jsou kladeny ty nejpřísnější provozní nároky, se výrobní řadí mezi přední světové dodavatel bezešvých trubek. Předmětem dodávky jsou bezešvé trubky \varnothing 60,3; 114,3 a 219,1 mm.

Ropné pole se nachází 130 km od pobřeží Nigérie, rozkládá se na ploše 1 294,4 km² a ropa se zde těží až z hloubky 1 750 m. To klade obrovské nároky na dodávanou ocel, která musí splňovat přísné parametry a podstoupit řadu náročných zkoušek. Trubky budou použity mimo pevninu, musí tedy oproti běžným konstrukčním trubkám splňovat mnohem přísnější výrobní tolerance a projít nedestruktivní kontrolou.

Ropné pole Egina je právě ve fázi přestavby. Po dokončení v roce 2017 bude mít kapacitu produkce okolo 200 000 barelů ropy denně a nabídne skladovací prostor pro 2,3 mil. barelů ropy.

ArcelorMittal Tubular Products Ostrava a.s., zaměstnávající 1 025 pracovníků, je největším výrobcem trubek v České republice. Nosným výrobkem jsou bezešvé trubky v provedení trubek hladkých, závitových, přírubových a olejářských. Společnost dále vyrábí svařované trubky se šroubovicovým svarem pro plynárenský průmysl. Celková kapacita výroby bezešvých a svařovaných trubek je 320 kt/r.

Mechanical Properties of Steel AISI 4135 after Three Different Experimental Heat Treatment Procedures for Production of High Pressure Cylinders

Mechanické vlastnosti oceli AISI 4135 po třech různých experimentálních procedurách tepelného zpracování pro výrobu vysokotlakých lahví

Ing. Pavel Kučera¹, prof. Ing. Eva Mazancová, CSc.²

¹ VÍTKOVICE CYLINDERS Inc., Ruská 24/83, 700 90 Ostrava-Vítkovice, Technical Department, Czech Republic

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

AISI 4135 steel is a steel grade generally used for production of various demanding products, including the high pressure steel cylinders. For achievement of demanded higher level of mechanical properties micro-alloying with V and N was applied. Three types of different variants of heat treatment with controlled accelerated cooling were used leading to different segregation banding, combinations of microstructures and their refining having impact on final mechanical properties. The most favourable variant of heat treatment resulted in strength at the level of 1272 MPa, with 9.8 % of elongation, balanced level of notch toughness (34/35 Jcm⁻²), fine microstructure (grade 11) and restricted segregation banding with predominantly martensitic microstructure and lower portion of acicular ferrite and low bainite.

Key words: AISI 4135; controlled cooling process; intercritical zone; mechanical properties; microstructure

Z oceli AISI 4135 jsou vyráběny různé náročné produkty, mezi něž se řadí i ocelové láhve pro stlačené plyny. Stále vyšší požadovaná úroveň mechanických vlastností, včetně vodíkové odezvy, je dosahována přísadami mikrolegujících prvků (Nb, Ti, V, Zr, N atd.) spolu s kombinacemi tepelného zpracování s cílem získat multifázovou strukturu. Publikovaná práce se zabývá třemi typy zpracování daného typu oceli s přísadou V a N, kde varianta A byla založena na austenitizaci v režimu 700 °C/kalení do 20 °C a popouštění na 470 °C, což vedlo k výrazně segregované struktuře se všemi negativními důsledky. Pevnost dosahovala hodnoty 824 MPa, tažnost 17,6 % a velikost primárního austenitického zrna odpovídala stupni 10. Druhá varianta B zahrnovala opět austenitizaci s ochlazením na vzduchu do interkritické oblasti s navazujícím kalením těsně nad teplotu M_s, následným ochlazením na vzduchu do 40 °C pod M_s, finálním kalením do 20 °C a popouštěním na 470 °C/vzduch. Tato varianta vykazovala pevností úroveň téměř na horní požadované hranici (1257 MPa) při 14,5% tažnosti a vysokou, vyváženou úroveň výsledků rázových zkoušek (34/35 J.cm⁻²) s nejjemnější strukturou (stupeň 11). Segregační pásování bylo částečně potlačeno a mikrostruktura vykazovala v převážné míře martenzitickou matici s nižším podílem acikulárního feritu a spodního bainitu. U varianty C byla provedena austenitizace s následným ochlazením na vzduchu do interkritické oblasti, navazujícím kalením do 200 °C nad teplotu M_s, s dalším ochlazením na vzduchu do 90 °C nad M_s a finálním kalením do 20 °C, což vedlo sice ke sporadickému výskytu segregace pásování, zato však k nejhrubší struktuře (stupeň 8) a byla detekována vysoká pevnostní úroveň (1397 MPa) s tažností 9,8 %.

Klíčová slova: AISI 4135; řízené ochlazování; interkritická zóna; mechanické vlastnosti; mikrostruktura

The AISI 4135 steel type represents a good balance of different properties, such as strength, toughness, fatigue and corrosion resistance under extreme working conditions, and therefore it is used for a variety of industrial and structural applications, such as forgings, rolled plates, cranes, wind turbines, mining equipment and also for production of high pressure steel cylinders (HPSC) and vessels, including compressed natural gas (CNG) transportation and storages, etc. [1-4]. Variations of micro-alloying by Nb, V, Ti, B and N are often used in the AISI 4135 [5, 6]. Steel purity, deformation temperatures, strain rate, chosen heat treatment (HT) and cooling processes (CP) influence the final microstructure and mechanical properties. Nürnberger

[2, 7] confirmed the important influence of the cooling rate and strain level on final microstructure, however without consideration of the accelerated cooling process (ACP). In [8] authors showed the low cycle lifetime response of the 42CrMo4 steel after normalization and after tempering related to the change of the modulus of elasticity. Alvino [9] studied corrosion cracks of the HPSC from AISI 4135 steel after 10 years of service and came to the conclusion that given damage was progressive, but without sudden, catastrophic impact. Chen [10] detected in the steel AISI 4135 quenching cracks caused by uneven surface cooling. Moli-Sanches [11] ascribed higher hydrogen mobility in the AISI 4135

treated at 680 °C instead of 540 °C to higher dislocation density and hydrogen trapping.

Nowadays, development of the steel 42CrMo4 similar to the AISI 4135 is targeted on maximal strength with simultaneously high toughness and favorable corrosion resistance in a sour environment [12]. This is also the aim of the presented work.

Experimental approach

For experiments the steel AISI 4135 after hot reversed extrusion from billet and subsequent reversed hot rolling to the thickness of 10.2 mm including ACP was used in order to find a way for reaching higher mechanical properties of the pressure steel cylinders. Three heats (AISI 4135) manufactured under the same conditions were used. Average chemical compositions corresponded to (in wt. %): 0.36 C, 0.84 Mn, 0.27 Si, 1.13 Cr, 0.21 Mo, 0.012 P, 0.004 S, 0.073 V, 0.0113 N and were in accord with the AISI 4135 steel. Three heat treatment modes were applied. The HT1 was based on the heating at 700 °C, fast cooling in quenching bath (QB) and tempering at 470 °C. The HT2 consisted of a controlled cooling process (CCP) based on heating to the austenitic zone (γ -zone) with subsequent fast air cooling to the intercritical zone (IZ). Afterwards, fast cooling in QB to the temperature T just above the martensite start (M_s) followed with air cooling to 40 °C under the M_s and cooling (QB) to the room temperature with tempering at 470 °C/air. Further, the heating to γ -zone followed by air cooling to the IZ with fast cooling (QB) to 200 °C above the M_s and air cooling to 90 °C above the M_s followed by QB cooling to the room T with tempering at 470 °C/air represented the HT3 mode. Fig. 1 shows scheme of three used heat treatment modes.

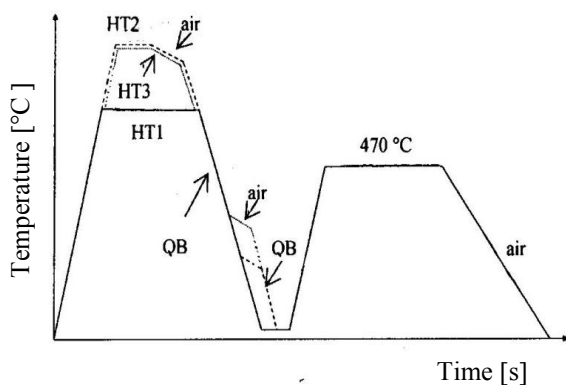


Fig. 1 Scheme of three used experimental heat treatment modes
Obr. 1 Schéma tří použitých experimentálních způsobů tepelného zpracování

Testing of mechanical properties was an integral part of the solution. The yield stress and tensile strength (YS , TS), elongation (El), Brinell's hardness (HBW) and notch toughness (CNV) parameters were established. Testing of YS , TS and El was realized by use of the Zwick/Roell Z 250 machine (EN ISO 6892-1). The

HBW was measured using the M4U750 hardness testing machine (EN ISO 6506-1) and CNV was tested by use of the RKP 450 Charpy Impact Testing Machine (ISO 148-1) at -50 °C. Metallographic evaluation was carried out using a light microscope Neophot 21 (purity - ČSN ISO 4967, microstructure analysis, the grain size ($G\gamma$) - ASTM E 112). For micro-fractography transverse CNV samples were used (SEM JEOL JSM-6490).

Results and discussion

Results of all tested mechanical properties are summarized in table 1. The lowest levels of strength and CNV properties were found in case of the HT1. In both testing directions, CNV values showed an insignificant difference of 3 J·cm⁻². After HT2 application tensile properties were lying between the HT1 and HT3 values, however balanced CNV values in both testing directions were significantly higher than in cases of HT1 and HT3. Resulting El and HBW values fully correspond to the increasing trend of tensile properties as it can be seen in table 1, where microstructure and grain sizes $G\gamma$ are included.

Tab. 1 Found mechanical properties and grain size $G\gamma$ after application of three heat treatment modes

Tab. 1 Zjištěné mechanické vlastnosti a velikost zrna $G\gamma$ po aplikaci tří způsobů tepelného zpracování

Variant of heat treatment	HT1	HT2	HT3
YS [MPa]	676	1 120	1 272
TS [MPa]	824	1 257	1 397
El [%]	17.6	14.5	9.8
CNV_{trans}/CNV_{long} [J·cm ⁻²]	22/19	34/35	23/22
HBW (2.5/187.5) [-]	248	402	424
$G\gamma$ [grade]	10	11	8

The non-metallic inclusions evaluation of all three heats revealed a considerably high level of purity. Fine sulphides were detected (HT3) of the 1.1 grade. Aluminates were not observed, silicates were in the range from 0 to 0.5 and fine oxides from 0.1 to 0.8. The most favorable and balanced values of tensile properties and CNV in both directions of testing could be ascribed to the HT2 with the finest grain size $G\gamma$. Microstructure was evaluated from the areas close to the inner surface of the semi-product of HPSC. The reason for this choice of place is the most commonly used heat treatment of cylinders in closed state. Namely, there is no access of quenching medium to the inner surface of cylinders. This causes heating of the inner and slightly under the inner surface area of the cylinder by trapped gases for a longer time than the outer surface, where the cooling rate is much faster due to direct contact with the quenching medium. This results in more noticeable segregation banding in the inner under surface area due to longer times for possible segregation processes. Microstructure after the application of HT1 predominantly revealed bainite partially mixed with ferrite, low portion of acicular ferrite (AF) and pearlite - see Fig. 2a, b. This was also reason for the fact that

tensile strength after the HT1 was by 34 % lower in comparison with the HT2. Microstructure after the HT1 is similar to the microstructure after the slow air cooling after the hot forming temperatures of reverse rolling, which allowed significant segregation of elements, such as Cr, Mo, and C to the segregation bands [13], which are moderately thick and of continuous character as shown in Fig. 2a-d.

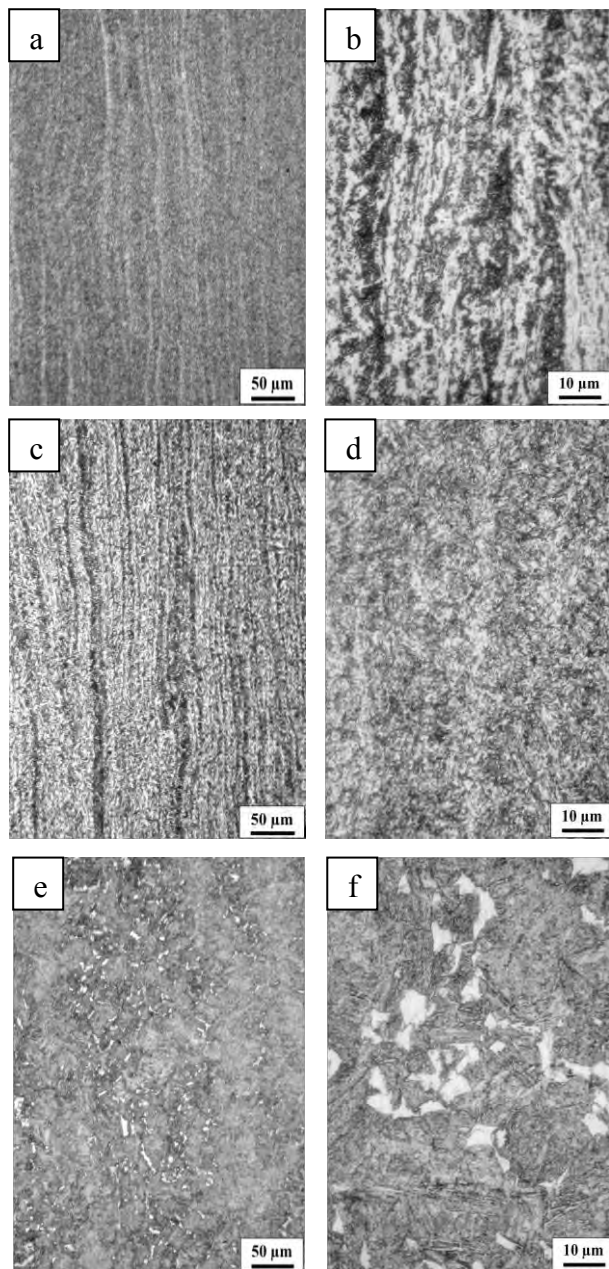


Fig. 2 Microstructure image in general view and in detail after the a), b) HT1, c), d) HT2 and e), f) HT3

Obr. 2 Zobrazení mikrostruktury v celkovém pohledu a detailu po a), b) HT1, c), d) HT2 a e), f) HT3

Heating at 700 °C was approx. 25 °C under the A_{c1} due to deficient heating temperature, and the austenitization process was not achieved. Resulting coarse microstructure (grade 10) contained numerous carbide particles, which precipitated during the tempering process. Significantly banded microstructure, which originated during the process of forming and subsequent

cooling, was not reduced due to low heating temperature. Resulting tensile properties fully correspond to the microstructure and the differences of *CVN* values (table 1), in which testing directions are consistent with the segregation banding in microstructure. Fig. 2c and 2d represent finer morphology obtained after application of HT2 with significantly reduced segregation bands (thinner and discontinuous). This corresponds to the highly balanced *CVN* results in both testing directions, as well as highly balanced strength parameters (table 1). Microstructure consists of fine tempered martensite, acicular ferrite and low bainite in small portion. The phase of acicular ferrite was obtained by cooling in air from the fully austenitic zone to the IZ, which was able to suppress harmful segregation banding [14]. Presented oxo-sulfidic inclusions supported acicular ferrite nucleation, and Mo in steel modified its shape [14 - 16]. Subsequent fast cooling in the QB to the temperature just above the M_s ensured restriction of segregation processes to the minimum according to the resulting reduced banded microstructure. Cooling in air to the temperature of 40 °C resulted in partial low bainite transformation and the martensitic microstructure was gained by the subsequent quenching in QB.

Fig. 2e-2f shows the microstructure after application of the HT3. This microstructure is formed by tempered martensite, acicular and polygonal ferrite. After application of both HT2 and HT3, the acicular phase was obtained due to the rolling from full γ -zone to the IZ, and segregation banding was considerably eliminated, however, cooling in air from 200 to 90 °C above the M_s before cooling in QB, caused an undesirable extended polygonal ferrite formation, which disrupted the microstructure homogeneity, and from the point of view of mechanical properties it caused e.g. sulphide stress cracking resistance. This phenomenon appeared due to the long-lasting cooling in air from 200 to 90 °C with the contribution of hot gases trapped inside the heat treated cylinder, which were continuously heating the inner and under inner surface area of material. Restriction of noticeable segregation banding was directly reflected in the balanced *CVN* values in both testing directions, as shown in table 1.

The martensitic transformation occurred as a result of fast cooling in the QB from the temperature of 90 °C above M_s to the room temperature. By the subsequent tempering, primarily tempered martensitic phase and the precipitation of carbides particles in martensite and low bainite was formed, as it was observed after application of the HT2. The reached higher *YS* and *TS* levels resulted from higher quenching temperature used to realize the quenching as compared with the HT2 mode. The observed coarser grain size G_γ might have probably caused a decrease of the *CVN* and elongation values, together with higher level of tensile properties. As Fig. 3 shows it, the fractured *CVN* specimens showed coarser cleavage character (HT1, HT3) and/or quasi-cleavage facets, with ductile ridges (HT2). Their

occurrence was sporadic and found ridges were very thin. The reason for the disproportional values of CVN in transverse and longitudinal testing direction (table 1) is continual thicker banding. This observed fracture surface corresponds to the achieved mixed microstructure of low bainite, pearlite and acicular ferrite and it also confirms the lowest achieved CVN values (table 1) correlating with [6].

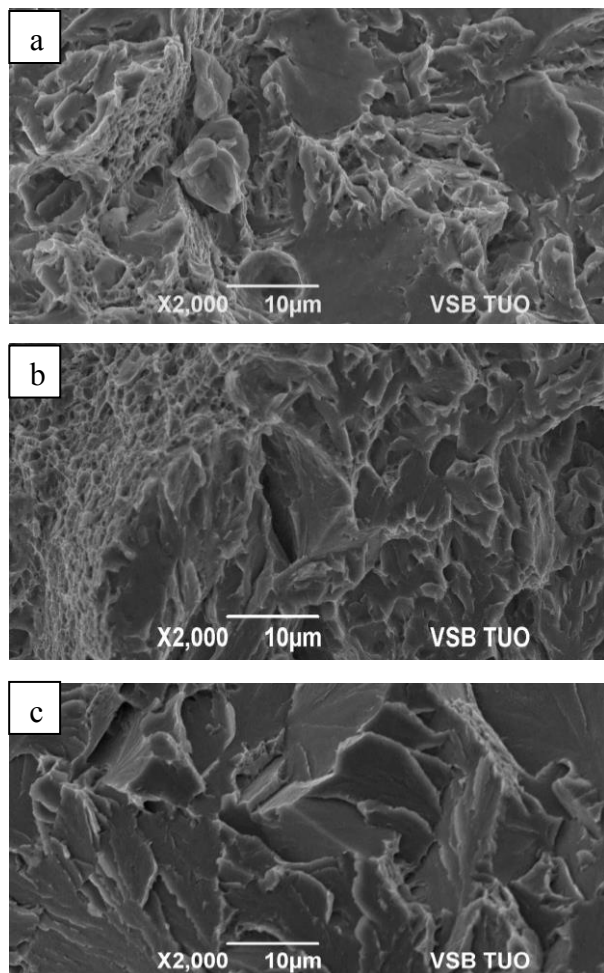


Fig. 3 Fracture surface of CVN specimen after a) HT1, b) HT2, c) HT3

Obr. 3 Lomová plocha vzorků KCV po a) HT1, b) HT2, c) HT3

Fracture surface of specimens after application of the HT2 revealed similar character of fracture surfaces as in case of the HT1, however cleavage and/or quasi-cleavage facets were significantly finer and more even, corresponding to the found grain size (table 1), partially decorated with thin ductile ridges, and also thicker and longer ductile ridges were observed (see Fig. 3c). This was the cause of the increased CVN values. Finer microstructure and partial elimination of unfavourable segregation banding of the HT2 microstructure unlike the HT1, contributed to balanced tensile properties and CVN levels.

Fig. 3 demonstrates the fracture surface of the CVN specimen after application of the HT3. In this case the fracture surface showed rather trans-crystalline cleavage character with creeks detected in some facets. In given

case the facets were the coarsest. Ductile ridges were observed sporadically and were thin and short. This morphology fully corresponds to the lowest grain size of the used HT2 compared to the other two used treatments with finer grain size. Fracture surface character also corresponds to the highest tensile properties showing the lowest elongation value.

Conclusions

The paper summarizes the results of mechanical properties, metallographic and fractographic observations of three different heat treatment modes of the steel AISI 4135. The best achieved results of mechanical properties from the point of view of tensile properties vs. balanced and high CVN in two testing directions were seen in case of the HT2, where the segregation banding in microstructure was significantly restricted in comparison with the HT1 and HT3 modes. Microstructure obtained by the HT2 mode revealed slightly discontinuous segregation banding and its elimination would be possible by increasing the cooling rate from the austenitic zone to intercritical ones. The subsequent time and tempering temperature should be increased in order to moderately increase the values of elongation and CVN at the cost of a moderate TS decrease to approx. 1200 MPa. This experimental procedure proved that the most influencing factor for achievement of high tensile properties, and as high values of CVN as possible, is the grain size as it was reported in [6].

Acknowledgements

This paper was created in company of Vítkovice Cylinders Inc. and at the FMMI of the TU-Ostrava within the frame of the project No. Lo1203 "Regional Materials Science and Technology Centre – Feasibility Program" funded by the Ministry of Education, Youth and Sport of the Czech Republic.

Literature

- [1] DIKMEN, F., BAYRAKTAR, M., GUCLU, R. Railway Axle Analyses: Fatigue Damage and Life Analysis of Rail Vehicle Axle, *Strojníški vestnik, J. Mech. Eng.*, 58, 2012, 9, pp. 545-552
- [2] NÜRNBERGER, F., GRYDIN, O., SCHAPER, M., BACH, F.W., KOCZURKIEWICZ, B., MILENIN, A. Microstructure transformations in tempering steels during continuous cooling from hot forging temperatures, *Steel Res. Int.*, 81, 2010, pp. 224-232
- [3] NÜRNBERGER, F., GRYDIN, O., YU, Z., SCHAPER, M. Microstructural behaviour of tempering steels during precision forging and quenching from hot-forming temperatures, *Metal. Mining Ind.*, 3, 2011, pp. 79-85
- [4] KUČERA, P., MAZANCOVÁ, E. Mechanical and microstructural parameters of 34CrMo4 steel after simulated accelerated cooling process under the A_{r3} temperature, *Mat. Eng.*, 21, 2014, pp. 61-67
- [5] RANCEL, L., GOMEZ, M., MEDINA, S.F., VALLES, P. Analysis of V(C, N) nanoparticles in medium carbon bainitic microalloyed steel and their influence on strengthening. *Int. J. Mat. Res.* 104, 2013, 6, pp. 527-534

- [6] GARCIA, C.I., HUA, M.J., DEARDO, A.J., GAO, W., GLODOWSKI, R.J. The Transformation and strengthening behaviour of V-N steel during hot strip mill simulation, *Iron Steel Tech.*, 10, 2007, 4, pp. 114-122
- [7] NÜRNBERGER, F., GRYDIN, O., SCHAPER, M., BACH, F.W., EVERTZ, T., KLUGE, U. Isothermal microstructure transformation of the heat-treatable steel 42CrMo4 during heat-treatment following hot-forming, *Steel Res. Int.*, 80, 2009, 12, pp. 892-898
- [8] KUNC, R., PREBIL, I. Low-cycle fatigue properties of steel 42CrMo4, *Mat. Sci. Eng.*, A345, 2003, pp. 278 - 285
- [9] ALVINO, A., ANTONINI, A., LEGA, D. Failure analysis on a fractured 34CrMo4 steel high pressure cylinder filled with a mixture of inert gases, *Eng. Fail. Anal.*, 38, 2014, pp. 49 - 57
- [10] CHEN, R., WU, A., ZHAO, J., CHEN, Y. Analysis of surface cracks on gas cylinder of 34CrMo4 steel, *Ph. Exam. Testing*, 31, 2013, 2, pp. 53-55
- [11] MOLI-SANCHEZ, L., MARTIN, L., LEUNIS, F., WERY, J. Hydrogen transport in 34CrMo4 Martensitic Steel: Influence of Microstructural Defects on H Diffusion, *Def. Diff. Forum*, 323-325, 2012, pp. 485-490
- [12] KUČERA, P., MAZANCOVÁ, E. Changes of mechanical properties in response to changes in the microstructure of high pressure steel cylinders obtained by the various heat treatments, *Mater. Sci. Forum*, 782, 2014, pp. 191 – 196
- [13] GOUNÉ, P., BOUAZIZ, J., PIPARD, M., MAUGIS, P. Etude de l'effet de la déformation sur la formation de l'austénite. *Rv. Metall. -CIT*, 103, 2006, 10, pp. 466-471
- [14] MAZANCOVÁ, E. Contribution to the modelling of process controlling the acicular ferrite (AF) formation in C-Mn steels, *Mech. Dyn. Problems*, 30, 2006, 4, pp. 60-67
- [15] OH, Y.J., LEE, S.Y., BYUN, J-S., SHIM, J-H., CHO, Y.W. Non-metallic inclusions and acicular ferrite in low carbon steel. *Mater. Trans. YIM*, 41, 2000, 12, pp. 1663-1669
- [16] GARCÍA DE ANDRÉS, C., CAPDEVILA, C., MADARIAGA, I., GUTIÉRREZ, I. Role of molybdenum in acicular ferrite formation under conditions cooling in a medium carbon microalloyed forging steel, *Scr. Mater.*, 45, 2001, pp. 709-716

Hightech povrchy prostřednictvím čárového laseru

Stahlmarkt

4/2015

Pásová ocel by mohla být v budoucnu lépe chráněna proti korozi. Ve společném projektu ThyssenKrupp Steel Europe, Fraunhofer Institut IWS a specializované firmy na tvarování laserovým paprskem LIMO se testuje nová laserová technologie, která u povrchu pásu výrazně zvyšuje odolnost proti korozi. Funkcionalizace povrchů a povlaků je jedna z klíčových technologií 21. století. Pro výzkumné práce dalo spolkové ministerstvo pro vzdělání a výzkum v Německu 34 mil. € celkem na 12 projektů. Část z toho jde do projektu „Povrchově funkcionalizované ocelové pásové materiály prostřednictvím povrchového zpracování laserem v kontinuálním procesu výroby širokých pásů“, který byl zahájen v roce 2014. Lepší ochrana proti korozi by měla být dosažena prostřednictvím legování, resp. přetavení vhodných povrchových vrstev, které jsou nanášeny na povrch pásu v průběhu výrobního procesu. Přitom jsou systémy vrstev homogenně nataveny laserem přes celou šířku pásu. U této technologie se s výhodou využívá jevu, že energie je vnášena jen v oblasti povrchu a ne do prohřívání celého pásu.

Směnný kurz způsobuje potíže na německém trhu s ušlechtilou ocelí

Stahl Aktuell

7. 4. 2015

Že cena niklu na londýnském Metal Exchange krátce před koncem března spadla na nejnižší stav za posledních devět let, zajímá německé obchodníky s ušlechtilou ocelí jen okrajově. Ani skutečnost, že EU uvalila na výrobky z ušlechtilé ploché oceli z Číny a Tchaj-wanu nemravně vysoká antidumpingová cla, nikoho příliš nevzrušuje. Kdo ale používá materiál ve formě komoditních výrobků z Asie, trpí i nadále pod účinky propadu hodnoty eura. Obchodníci z Asie chtějí vidět víc peněz, protože sami nakupují v dolarech. Zda je možné toto zvýšení ceny převést na konečné zákazníky, není ovšem zdaleka jasné. Na odvětvovém veletrhu „Fastener Fair“ ve Stuttgartu byl vývoj směnného kurzu převládajícím tématem. Jedinou útěchou je, že tento vývoj dopadá na všechny stejně. Téměř nikdo z německých zpracovatelů se nezajistil proti změnám kurzu. Odhlédneme-li od vývoje směnného kurzu, probíhá ovšem obchod s ušlechtilou ocelí v Německu klidně. Střednědobě budou ale evropští podnikatelé v branži z antidumpingových opatření EU profitovat.

Recenzované výzkumné články

Vliv výchozího stavu ložiskové oceli 100CrMnSi6-4 na teplotu a dobu austenitizace při indukčním kalení

Effect of Initial State of 100CrMnSi6-4 Bearing Steel on Austenitisation Temperature and Time during Induction Quenching

Ing. Daniela Hauserová, Ph.D.¹, Ing. Jaromír Dlouhý¹, Dr. Ing. Zbyšek Nový¹

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

Sferoidizace karbidů, tedy žihání na měkko, je důležitou součástí zpracování ložiskových ocelí. Tento difuzní proces je časově a energeticky náročný. Výzkum zrychlené sferoidizace karbidů ukázal, že je možné sferoidizovat lamelární perlit během několika minut pomocí tepelného nebo termomechanického zpracování. Velikost výsledných globulárních karbidů a zrna je po zrychlené sferoidizaci (proces ASR) několikanásobně menší než po konvenčním žihání na měkko. Jemnější výchozí struktura zajistí jemnější martenzitickou strukturu po zakalení. Jemnější karbidy ovlivňují kromě tvrdosti také rychlost rozpouštění během austenitizace. Tento efekt umožňuje snížení kalicí teploty a snižuje riziko vnitřních pnutí a deformací finální součásti. Hlavním cílem experimentu bylo zjistit vliv výchozí žíhané struktury na následné kalení ložiskové oceli 100CrMnSi6-4. Optimalizována byla teplota a doba austenitizace. Porovnávána byla mikrostruktura a tvrdost zušlechtnuté oceli jak po zrychlené sferoidizaci, tak po konvenčním dlouhodobém žihání na měkko.

Klíčová slova: ASR; zrychlená sferoidizace karbidů; zjemnění zrna; indukční ohřev; ložisková ocel; žihání; kalení; popouštění

Carbide spheroidisation is important and time consuming part of treatment process of bearing steel. Diffusion-based processes of this type are usually time-consuming and the times of up to tens of hours make this type of annealing a very expensive heat-treatment process. The experimental program of accelerated carbide spheroidisation deals with significant shortening of the time necessary for producing steel microstructure consisting of ferritic matrix and globular carbides. Research of accelerated carbide spheroidisation showed that it was possible to spheroidise lamellar pearlite by thermo-mechanical or thermal treatment within several minutes. Globular carbide particles and the grain size of the matrix are significantly smaller after accelerated carbide spheroidisation process in comparison with conventional long-duration soft annealing. This fact ensures finer martensitic structure after hardening and it shows that the microstructure and properties of final hardened product are dependent on previous annealing. Finer carbides in structure enhance hardness and facilitate carbide dissolution during austenitisation. This effect enables reduction of quenching temperature and it reduces the energy demand of the quenching process and mitigates the risk of residual stresses and distortion. Quenching was conducted by induction heating. The austenitising (quenching) temperature and the austenitising time were optimized. The main objective was to determine the process window, i.e. suitable quenching temperatures and times in relation to the initial condition of the material. The experiment was devoted to accelerated carbide spheroidisation and subsequent hardening of 100CrMnSi6-4 bearing steel. Microstructure and hardness after accelerated treatment were compared with those after conventional long-duration treatment.

Key words: ASR; Accelerated Carbide Spheroidisation; Grain Refinement; Induction heating; Bearing Steel; Annealing; Quenching; Tempering

Vysokouhlikové ložiskové oceli jsou standardně dodávány výrobcům ložisek ve stavu žíhaném na měkko [1]. Žihání na měkko zajišťuje sferoidizaci karbidů, a to vede ke snížení tvrdosti, dobré tvárnosti, obrobiteľnosti a příznivé výchozí struktuře pro kalení. Konvenční žihání

na měkko spočívá v pomalém ohřevu materiálu, dlouhé teplotní prodlevě obvykle mírně nad transformační teplotou A_1 a chladnutí v peci. Tyto difuzní procesy [2] jsou časově náročné, běžně trvají až desítky hodin [3], a proto tento typ tepelného zpracování patří mezi nákladné

procesy. Po žíhání na měkko následuje výroba ložiska a jeho zušlechtnění, které se skládá z austenitizace, kalení a popouštění. Během austenitizace by se mělo rozpustit dostatečné množství uhlíku v austenitu pro dosažení požadované finální tvrdosti. Na druhé straně, nerozpuštěné karbidy v austenitu musí být také přítomny, aby se zabránilo hrubnutí austenitických zrn a bylo dosaženo lepší odolnosti proti opotřebení finální součásti. Kalením, tj. transformací austenitu, vznikne martenzitická matrice a obecně při přítomnosti jemnějšího martenzitu se očekávají lepší vlastnosti finálního ložiska [4]. Poslední krok, popouštění, je nezbytný pro eliminaci vnitřního napětí, rozpad zbytkového austenitu a rozměrovou stabilitu během životnosti ložiskové součásti.

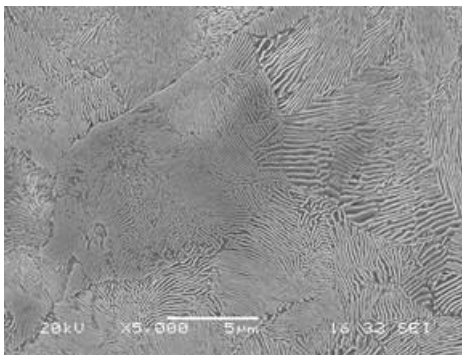
Prezentovaný článek popisuje nový způsob zrychleného sferoidizačního žíhání (ASR – Accelerated Spheroidisation and Refinement) porovnávaný s konvenčním dlouhodobým způsobem žíhání na měkko. Proces zrychlené sferoidizace karbidů je možné získat jak tepelným [5], tak termomechanickým zpracováním [6]. Proces ASR zajišťuje významně jemnější mikrostrukturu v porovnání s mikrostrukturou po konvenčním žíhání [7], a tím poskytuje výhodnější výchozí stav pro následné zušlechťování. Hlavním cílem tohoto výzkumu bylo zjistit vliv výchozí velikosti karbidů a původního austenitického zrna na výslednou mikrostrukturu a tvrdost po zušlechtnění ložiskové oceli 100CrMnSi6-4 pomocí indukčního ohřevu. Sledován byl vývoj mikrostruktury a tvrdosti během austenitizace, kalení a následného popouštění. Optimalizována byla doba a teplota austenitizace, jak po zrychleném, tak po konvenčním žíhání oceli.

Experiment

Jako experimentální materiál byla použita ložisková ocel 100CrMnSi6-4 o chemickém složení uvedeném v tab. 1.

Tab. 1 Chemické složení ložiskové oceli 100CrMnSi6-4
Tab. 1 Chemical composition of the 100CrMnSi6-4 bearing steel

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Cu
hm.%	0,94	0,65	1,16	0,014	0,012	1,54	0,03	0,026	0,02



Obr. 1 Mikrostruktura výchozího stavu po válcování za tepla, 383 HV10

Fig. 1 Microstructure of the initial state after hot rolling, 383 HV10

Výchozí materiál byla tyč o průměru 21 mm po válcování za tepla. Výchozí mikrostruktura byla perlitická (obr. 1) a tvrdost dosahovala hodnoty 383 HV10.

Sferoidizace karbidů

Sferoidizace karbidů byla provedena na vzorcích o průměru 16 mm a délce 100 mm buď konvenčním způsobem v peci nebo indukčním ohřevem. Zrychlená sferoidizace karbidů (ASR) byla provedena indukčním ohřevem pomocí středofrekvenčního zdroje ($f_{\max} = 12$ kHz) s maximálním výkonem 24 kW. Teplota byla měřena pomocí navařeného termočlásku na povrchu vzorku.

Režim procesu ASR se skládal z indukčního ohřevu rychlostí $15 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ na teplotu $780 \text{ }^\circ\text{C}$, 15sekundové výdrže, chladnutí na vzduchu do teploty $680 \text{ }^\circ\text{C}$. Tento cyklus ohřevu a výdrže se opakoval ještě dvakrát a poté následovalo chladnutí materiálu na vzduchu na teplotu okolí. Režim konvenčního žíhání na měkko se skládal z pomalého ohřevu v atmosférické peci na teplotu $790 \text{ }^\circ\text{C}$, 11hodinové výdrže na této teplotě a řízeného chladnutí v peci rychlostí $13 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{hod}^{-1}$.

Kalení a popouštění

Po procesu žíhání bylo provedeno kalení a popouštění. Austenitizace byla provedena pomocí indukčního ohřevu, stejně jako zrychlená sferoidizace karbidů (obr. 2). Rychlost ohřevu byla zvolena přibližně $80 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.



Obr. 2 Zařízení pro indukční ohřev
Fig. 2 Induction heating device

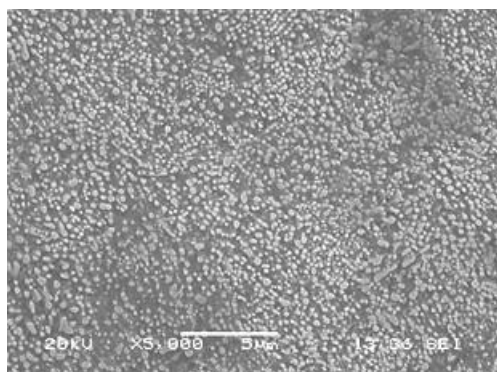
Teplota austenitizace byla volena v rozmezí od 850 do $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ a doba austenitizace byla 5 nebo 20 s. Následovalo kalení do oleje a popouštění v atmosférické peci při teplotě $240 \text{ }^\circ\text{C}$ po dobu 4 hodiny. Velikost karbidů po zrychlené sferoidizaci byla významně menší. Proto se předpokládalo, že se karbidy budou rozpouštět rychleji, tedy při nižší teplotě austenitizace. Teplotní rozmezí austenitizační teploty po ASR žíhání bylo tedy zvoleno od 850 do $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ a v případě vzorků po konvenčním žíhání bylo toto rozmezí zvoleno od 900 do $1050 \text{ }^\circ\text{C}$. Hlavním cílem bylo zjistit optimální podmínky austenitizace sestávající z tzv. technologického okna

vhodných austenitizačních teplot a doby austenitizace v závislosti na výchozím stavu materiálu. Sledována byla mikrostruktura a tvrdost jednotlivých vzorků, a to jak po kalení, tak po následném popouštění.

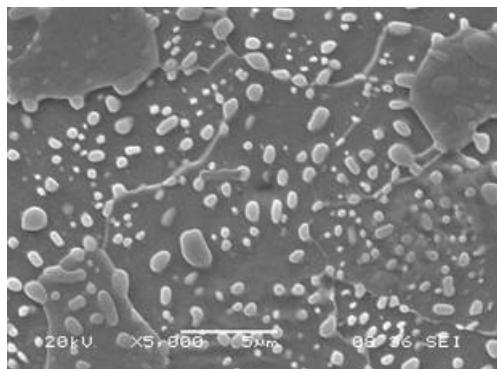
Výsledky

Sferoidizace karbidů

Mikrostruktury po obou způsobech žíhání se skládaly ze sferoidizovaných částic a feritické matrice (obr. 3 a 4). Velikost karbidických částic po zrychlené sferoidizaci (ASR) byla od 100 do 300 nm (obr. 3). Velikost karbidických částic po konvenčním žíhání na měkko byla do 1000 nm (obr. 4). Tvrdost po zrychlené sferoidizaci byla 264 HV10, po konvenčním žíhání 208 HV10.



Obr. 3 Mikrostruktura po zrychlené sferoidizaci, 264 HV10
Fig. 3 Microstructure after accelerated spheroidisation, 264 HV10



Obr. 4 Mikrostruktura po konvenčním žíhání na měkko, 208 HV10
Fig. 4 Microstructure after conventional soft annealing, 208 HV10

Kalení a popouštění

Tvrdost vzorků po kalení a popouštění byla měřena metodou dle Vickerse se zatížením 29,5 N. Kalení a popouštění předcházelo buď zrychlené žíhání ASR nebo dlouhodobé konvenční žíhání na měkko. Vtisky byly provedeny přes celý průměr vzorku ve vzdálenostech po 0,5 mm od povrchu. Hodnoty tvrdosti po průřezu byly velice obdobné. V tab. 2 jsou uvedeny výsledné hodnoty průměru třech hodnot měřených ve vzdálenostech 1,5; 2; 2,5 mm od povrchu vzorku.

Měření tvrdosti ukázalo stejný trend pro oba výchozí žíhané stavy (ASR a konvenční žíhání). Vzorky kalené z nejnižších teplot po 5 s austenitizace vykazují nižší tvrdost kvůli menšímu rozpuštění karbidů. Tvrdost se

výrazně zvýšila s prodloužením doby austenitizace na 20 s. Zvýšení teploty austenitizace způsobilo větší rozpuštění karbidů. Tvrdost po kalení se snížila v obou případech žíhání se zvýšením kalicí teploty v porovnání s maximální hodnotou tvrdosti při nejnižší teplotě kalení. Hodnoty tvrdosti po kalení a popouštění ukazují podobný trend jako hodnoty po kalení.

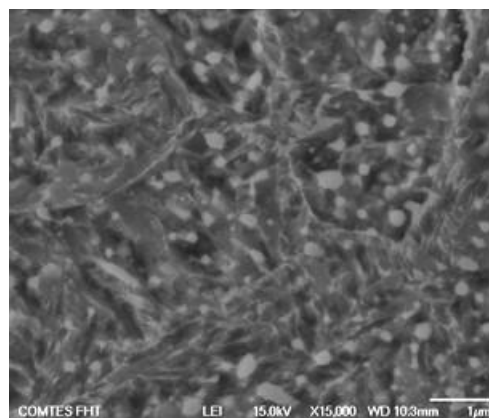
Tab. 2 Tvrdost po kalení a popouštění žíhaných vzorků ASR procesem a vzorků konvenčně žíhaných na měkko

Tab. 2 Hardness after quenching and tempering of the ASR-processed and conventional soft annealed specimens

Austenitizace	ASR		Konv. žíhání na měkko	
	HV3 po kalení	HV3 po popouštění	HV3 po kalení	HV3 po popouštění
850 °C/5s	782	716	-	-
850 °C/20s	860	740	-	-
900 °C/5s	816	747	827	680
900 °C/20s	828	743	859	706
950 °C/5s	735	693	831	708
950 °C/20s	697	679	839	712
1000 °C/5s	709	626	723	681
1000 °C/20s	669	644	725	693
1050 °C/5s	-	-	723	682
1050 °C/20s	-	-	730	665

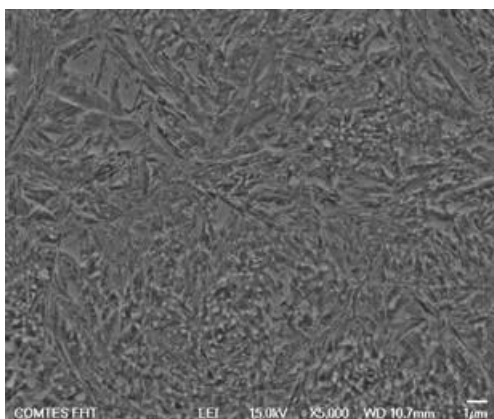
Zpracování po ASR žíhání, kalení a popouštění

Ohřev na nejnižší austenitizační teplotu 850 °C a 5sekundová výdrž po ASR procesu způsobilo rozpuštění pouze malého množství karbidů ve struktuře. Nerozpuštěné karbidy byly homogenně hustě rozmístěny v martenzitické matrici (obr. 5). Delší čas austenitizace 20 s způsobil nárůst tvrdosti téměř o 80 HV3, pravděpodobně kvůli vyššímu podílu rozpuštěných karbidů. V tomto případě byl pozorován nejvyšší pokles tvrdosti při popouštění, 120 HV3. Ve struktuře nebylo pozorováno významné množství zbytkového austenitu.



Obr. 5 Mikrostruktura po ASR žíhání, kalení 850 °C/5 s.-olej a popouštění
Fig. 5 Microstructure after ASR annealing, quenching 850 °C/5 s.-oil and tempering

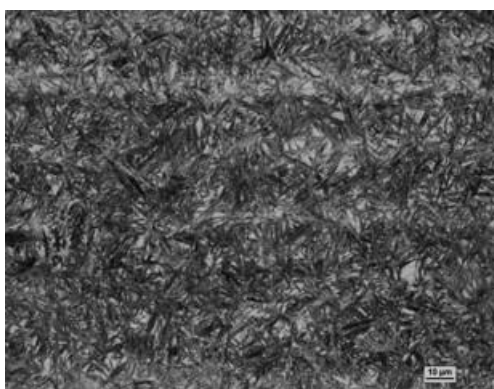
Zvýšení teploty austenitizace na 900 °C vedlo k vyššímu rozpouštění karbidů. Rozpouštění bylo nehomogenní. Objevovaly se oblasti s hustotou karbidů obdobně jako při teplotě 850 °C, ale také oblasti, kde byly karbidy téměř nerozpuštěné. Rozpouštění karbidů bylo intenzivnější u hranic původních austenitických zrn, kde byl viditelný zbytkový austenit a hrubší martenzit (obr. 6). Při teplotě 900 °C a době austenitizace 5 nebo 20 s nebyl zaznamenán významný rozdíl ve struktuře, ani tvrdosti.



Obr. 6 Mikrostruktura po ASR žihání, kalení 900 °C/5 s-olej a popouštění

Fig. 6 Microstructure after ASR annealing, quenching 900 °C/5 s-oil and tempering

Struktury po kalení z teplot 950 a 1000 °C byly velmi podobné. Karbidy byly téměř úplně rozpuštěné bez ohledu na dobu austenitizace. Mikrostruktury se skládaly z hrubých desek martenzitu s velkým množstvím zbytkového austenitu (obr. 7). Tvrdost byla výrazně snížena z důvodu přítomnosti zbytkového austenitu (tab. 2).



Obr. 7 Mikrostruktura po ASR žihání, kalení 950 °C/20 s-olej a popouštění

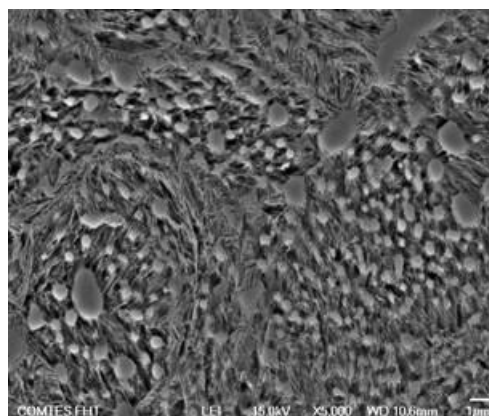
Fig. 7 Microstructure after ASR annealing, quenching 950 °C/20 s-oil and tempering

Zpracování po konvenčním žihání na měkko kalení a popouštění

Mikrostruktura kalených vzorků po konvenčním žihání na měkko byla morfologicky shodná se vzorky po ASR procesu, jen významně hrubší. Trend vývoje struktury a tvrdosti byl obdobný jako po ASR procesu. Rozdíl

spočíval jen v hrubší struktuře v důsledku posunu teploty austenitizace. Podobné mikrostruktury a maximální tvrdosti byly získány režimy s austenitizační teplotou o 50 °C vyšší ve srovnání s ASR žihanými vzorky s jemnější strukturou.

Při teplotě austenitizace 900 °C karbidy zůstaly většinou nerozpuštěny a ve struktuře nebyl pozorován zbytkový austenit. Austenitizační doba měla významný vliv na tvrdost po kalení, jako v případě vzorků po ASR procesu. Nejvyšší rozpouštění karbidů bylo pozorováno opět v místech hranic původních austenitických zrn, což bylo vidět při době austenitizace 20 s (obr. 8).



Obr. 8 Mikrostruktura po konvenčním žihání na měkko, kalení 900 °C/20 s-olej a popouštění

Fig. 8 Microstructure after conventional soft annealing, quenching 900 °C/20 s-oil and tempering

Kalení z teploty 950 °C vedlo k vyššímu podílu rozpuštěných karbidů s malým množstvím zbytkového austenitu.

Teplota austenitizace 1000 a 1050 °C vedla k téměř úplnému rozpouštění karbidů. Rychlost rozpouštění karbidů byla pomalejší z důvodu hrubší struktury. Pokles tvrdosti s rostoucí teplotou austenitizace byl menší v porovnání se zpracovanými vzorky po ASR procesu. Tento pokles byl způsoben opět přítomností zbytkového austenitu v martenzitické matici.

Diskuse výsledků

U tří režimů od obou výchozích žihaných stavů byla pozorována obdobná tvrdost. V případě vzorků po ASR procesu to byly režimy: 850 °C/20 s, 900 °C/5 s a 900 °C/20 s. U vzorků po konvenčním žihání to byly režimy: 900 °C/20 s, 950 °C/5 s a 950 °C/20 s. Podle tvrdosti tyto trojice režimů tvoří tzv. technologické okno proveditelnosti tohoto indukčního experimentálního zpracování. Nicméně, mikrostruktura těchto trojic vzorků nebyla stejná. V případě nejnižší austenitizační teploty je možné vztít v úvahu martenzitickou matici s relativně nízkým obsahem uhlíku zpevněnou vysokým podílem nerozpuštěných karbidů. Tyto vzorky měly nejvyšší pokles tvrdosti během popouštění. Nerozpuštěné karbidy byly nedotčené během popouštění a martenzitická

matrice byla odpevněna. To je v souladu s nejnižším obsahem uhlíku v austenitu před kalením. Při teplotách austenitizace 900, resp. 950 °C (ASR, resp. konvenční žíhání na měkko) došlo ke snížení počtu nerozpuštěných karbidů ve struktuře. Tvrdost po kalení byla také nižší, a to pravděpodobně vlivem vyššího obsahu zbytkového austenitu [8]. Na druhé straně, tvrdost po popouštění se nesnížila a byla dokonce vyšší než po kalení z nejnižší teploty. Vyšší obsah uhlíku v martenzitu způsobil vyšší precipitační zpevnění martenzitické matrice.

Maximální finální tvrdost získaná zpracováním po ASR procesu byla o cca 30 HV3 vyšší než maximální tvrdost po konvenčním žíhání na měkko. Maximální tvrdost po kalení byla pro oba typy žíhání stejná, a to cca 860 HV3. Zdá se, že jemnozrná struktura nemá vliv na tvrdost martenzitu s nerozpuštěnými karbidy. Její vliv se projevuje až po popouštění, kdy martenzitická matrice získá plasticitu a její mechanické vlastnosti jsou ovlivněny faktory, jako je velikost zrna (v tomto případě velikost martenzitických krystalů) nebo vzdálenost karbidických částic (nerozpuštěné karbidy nebo precipitáty).

Závěr

Bylo provedeno indukční kalení ložiskové oceli 100CrMnSi6-4 na dvou počátečních stavech - jemné struktuře získané ASR procesem (zrychlená sferoidizace karbidů) a hrubší struktuře získané z dlouhodobého konvenčního žíhání na měkko. Výsledky ukazují tzv. technologické okno pro indukční kalení, pokud jde o teplotu kalení a dobu austenitizace. Zpracování po ASR procesu ukázalo vyšší finální tvrdost po kalení než v případě zpracování po konvenčním žíhání na měkko. Maximální hodnoty tvrdosti byly dosaženy u obou stavů pro dvě kalicí teploty a různé doby austenitizace. Mikrostruktura těchto režimů se stejnou tvrdostí byla však různá. Další vývoj by měl být zaměřen na vliv mikrostruktury na mechanické vlastnosti.

Poděkování

Článek byl vypracován v rámci projektu Rozvoj Západočeského materiálově metalurgického centra NPU č.:LO1412.

Literatura

- [1] BHADESHIA, H.K.D.H.: Steels for bearings. *Progress in Materials Science*, Vol. 57, 2012, pp. 268-435. NAM, W. J., BAE, C. M.: Coarsening Behavior of Cementite Particles at a Subcritical Temperature in Medium Carbon Steel. *Scripta Materialia*, Vol. 41, No. 3 (1999), 313-318
- [2] LUZGINOVA, N.V., ZHAO, L., SIETSMA, J.: The Cementite Spheroidization Process in High-Carbon Steels with Different Chromium Contents. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39, No. 3, 2008, pp. 513-521
- [3] STICKELS, C. A.: Carbide Refining Heat Treatments for 52100 Bearing Steel. *Metallurgical Transactions*, Vol. 5, 1974, pp. 865-874
- [4] HAUSEROVÁ, D., DLOUHÝ, J., NOVÝ, Z.: Effect of Heating Rate on Accelerated Carbide Spheroidisation (ASR) in 100CrMnSi6-4 Bearing Steel. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2014, Vol. 59, pp. 1199-1203, ISSN 1733-3490
- [5] JIRKOVÁ, H., HAUSEROVÁ, D., KUČEROVÁ, L., MAŠEK, B.: Energy and Time Saving Low Temperature Thermomechanical Treatment of Low Carbon Plain Steel. *Materials in Technologije/Materials and Technology*, 2013, Vol. 47, 3, pp. 335-339, ISSN 1580-2949
- [6] HAUSEROVÁ, D., DLOUHÝ, J., NOVÝ, Z.: Microstructure development of bearing steel during accelerated carbide spheroidisation. *Materials Science Forum*, Vol. 782, 2014, pp. 123-128
- [7] BALA, P., KRAFCZYK, J.: Transformations during Quenching and Tempering of Hot-work Tool Steel. In: *METAL 2009, 18th International Conference on Metallurgy and Materials*, Hradec nad Moravicí, Czech Republic, pp. 64-71, 2009

The advertisement features a dark blue background with a world map graphic. On the left, the logo for 'iMT Taiwan' is displayed above the text '台灣國際金屬科技展' and 'International Metal Technology Taiwan'. Below this, the dates 'December 2-4, 2015' and the location 'Kaohsiung Exhibition Center' are listed. On the right side, the text 'Blazing Business Opportunities' is written in a large, bold, yellow font.

Kování nástrojových ocelí na radiálních kovacích strojích

Forging Tool Steels on Radial Forging Machines

doc. Ing. Miroslav Greger, CSc.¹, Ing. Jiří Petržela, Ph.D.², Ing. Vladimír László, PhD.², Ing. Michal Sušovský², Ing. Václav Mašek³

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

² VÍTKOVICE HEAVY MACHINERY, a.s., Ruská 2887/101, 70300 Ostrava-Vítkovice, Česká republika

³ Trading Universal s.r.o., Skupova 458/45, Doudlevice, 301 00 Plzeň, Česká republika

V článku je provedena analýza vlivu vybraných parametrů kování na vývoj struktury a vlastností nástrojových ocelí, kovaných na radiálních kovacích strojích. Pozornost je věnována podmínkám kování: teplotě, rychlosti deformace, stavu napjatosti a rovněž vlivu tvaru, hmotnosti a rozměru vstupních polotovarů a v neposlední řadě stupni prokování a poměrné délce záběru.

Klíčová slova: kování nástrojových ocelí; radiální kovací stroje; struktura a vlastnosti

Tool steels belong to the steels with reduced plasticity (formability). Deterioration of formability is linked to the segregation of brittle eutectic phase along the grain boundaries, especially in steels in the as-cast state. The formability increases during the forging with the increasing degree of destruction of eutectic mesh. The formability of the tool steels decreases with the increasing degree of alloying. The formability decreases in the tool steels at the places of segregation, containing higher amount of carbon, due to decrease of the melting temperature. These factors influencing the formability of high alloyed steels are a function of the following physico-chemical factors: the type of crystalline structure, purity of grain boundaries, inter-atomic forces in the crystal, structural construction, the temperature factor. The above mentioned factors are dependent on the strain rate, magnitude of deformation, unevenness of deformation.

It is evident from the above, that the formability during forging of steel may vary due to the altered plasticity of the blank, to the changed external conditions during deformation or to the changed properties of the forged steel. Characteristic properties of the Cr-Mo-V steel can be described as follows: they are characterised by high resistance to deformation, reduced formability; high resistance to deformation, reduced formability and uneven deformation contribute to the formation of surface and internal cracks, this type of steel significantly strengthens at low temperatures of finish-forging. The higher is the strain rate, the greater is the strengthening and reduction of the formability. As a consequence of large quantity of segregations the Cr-Mo-V steels are susceptible to overheating; they can be included among air-hardening steels and they are therefore susceptible to formation of chilling cracks. During heating to the top forging temperature a surface decarburisation takes place.

One of the decisive factors influencing the resistance to deformation and formability is the state of stress influencing the conditions of forging. The highest formability is achieved at the state of compressive stress with exclusion of tensile stresses, which are the main cause of failure of the forged piece at forming.

Key words: forging tool steels; radial forging machines; structure and properties

Základními požadavky na nástrojové oceli jsou: tvrdost, pevnost, houževnatost, odolnost proti popuštění, řezivost, odolnost proti opotřebení, prokalitelnost a stálost rozměrů. Uvedené vlastnosti nelze dosáhnout u jednoho typu materiálu. Obvykle je nezbytné volit kompromis mezi navzájem protichůdnými vlastnostmi, jako např. mezi tvrdostí a houževnatostí. Dominantní požadavky na vlastnosti jsou obvykle zajištěny jedním až dvěma hlavními legujícími prvky. Další přísady zmírňují negativní vliv hlavních přísad na ostatní vlastnosti. K nejdůležitějším legujícím prvkům nástrojových ocelí patří: uhlík, mangan, křemík, chrom, nikl, molybden, wolfram a vanad, (kobalt). Doprovodné

prvky fosfor a síra zhoršují plastické vlastnosti a řadíme je mezi nečistoty.

Při kování mají nástrojové oceli vyšší deformační odpor [1,2]. Ten závisí především na struktuře oceli, kterou v podstatě určuje chemické složení a postup kování. Je žádoucí, aby obsahy hlavních slitinových prvků byly u každé značky oceli udržovány v úzkém rozmezí a obsahy doprovodných a stopových prvků, které mají vliv na vlastnosti a zejména pak na tvařitelnost, byly omezeny. Význam má čistota oceli z hlediska obsahu nekovových vměstků a jejich rozptýlení a také makrostruktura a mikrostruktura, tj. velikost zrn a jejich

orientace [3], která je dána zejména rychlostí chladnutí ingotu, (popř. plynule litých polotovarů – PLP).

V porovnání s konstrukčními oceli vyžadují nástrojové oceli při kování podélných výkovků vyšší stupeň prokovaní [4] než je vyjádřeno rovnicí:

$$PK = A^n \cdot P^n \cdot K \approx 3, \quad (1)$$

kde A je pýchovací ekvivalent ($A = 0,8 - 0,9$), n je počet pýchovacích operací, P je stupeň prokovaní při pýchování, K je stupeň prokovaní při prodlužování.

Pokud při kování podélných výkovků se nevyužije operace pýchování, tak se rovnice (1) transformuje do tvaru:

$$PK \equiv K \approx 3 \quad (2)$$

Stupeň prokovaní $K \approx 3$ má zaručit, že v ingotu došlo k uzavření vnitřních necelistvostí a rozrušení lící struktury. U nástrojových ocelí se však požaduje i zjemnění karbidů, což vyžaduje stupeň prokovaní vyšší [5]. Kromě vyššího stupně prokovaní je potřebné zajistit u těchto ocelí strukturální homogenitu a omezit anizotropii vlastností. Úroveň dosahovaných vlastností u nástrojových ocelí a jejich rozptyl závisí na kolísání obsahu hlavních legujících prvků v jednotlivých tabách, na stupni prokovaní a velikosti polotovarů s lící strukturou [6, 7]. Jakost polotovarů je závislá na vhodném metalurgickém zpracování a na úrovni ocelářské technologie (např. mimopecní rafinace a legování, lití do vakua atd.)

Struktura nástrojových ocelí v litém stavu

Struktury nástrojových ocelí v litém stavu mají různé rozdělení jednotlivých složek. Podle chemického složení vznikají v nástrojových ocelích různé typy eutektika. Oceli legované wolframem vytvářejí skeletové eutektikum. Karbidická fáze je tvořena karbidy M_6C . Oceli s vyšším obsahem uhlíku, legované wolframem a molybdenem, vytvářejí eutektikum, kde karbidická fáze je tvořena karbidy typu M_2C . Karbidy jsou v rozmezí kováčích teplot velmi stabilní [8, 9]. Při deformaci za tepla dochází k mechanickému rozrušování a fyzikálně-chemickému působení na tvar a velikost eutektických lamel, přičemž ty zmenšují svou velikost a přecházejí na tvar globulární [10, 11]. Velikost karbidů je ovlivněna teplotou a dobou ohřevu před tvářením, tvářecí teplotou, velikostí a rychlostí deformace. Karbidy nástrojových ocelí můžeme z hlediska jejich vzniku rozdělit na primární (vylučují z tekuté fáze) a sekundární (tvoří se z pevné fáze).

Primární karbidy typu MC mohou mít různé chemické složení, které závisí na množství legujících prvků a na podmínkách tuhnutí. Komplexní karbid M_2C se vyskytuje ve výše legovaných nástrojových ocelích při vyšších obsahích Mo. Mohou se rovněž vyskytovat

karbidy typu MC. Např. u ocelí legovaných vanadem vzniká karbid VC.

Sekundární karbidy se vylučují z austenitu v následujících modifikacích: komplexní karbidy typu $M_{23}C_6$, kde vedle převažujícího podílu Fe a Cr jsou obsaženy i ostatní karbidotvorné prvky. U ocelí legovaných vysokým obsahem chromu mají karbidy přibližně složení $Fe_{15}Cr_8C_6$. Dále se vylučuje komplexní karbid typu M_3C , kde hlavní složku tvoří Fe. Karbidy se nejčastěji vylučují při transformaci austenitu na martenzit.

Poslední typ představuje karbid M_xC_x , který zpravidla vzniká rozpadem komplexního karbidu $M_{23}C_6$. I tento karbid má různé chemické složení a jeho existence souvisí s teplotou, rychlostí ochlazování a s množstvím vanadu v ocelích.

Tvařitelnost nástrojových ocelí

Nástrojové oceli se vyznačují vysokým deformačním odporem a nízkou tvařitelností. Vysoký deformační odpor, snížená tvařitelnost a nerovnoměrná deformace přispívají ke vzniku povrchových a vnitřních trhlin a při nízkých dokovacích teplotách oceli výrazně zpevňují. Zpevnění a snížení tvařitelnosti je tím větší, čím je deformační rychlost vyšší [12]. Jedním z rozhodujících činitelů, který ovlivňuje deformační odpor a tvařitelnost, nástrojových ocelí, je stav napjatosti. Nejvyšší tvařitelnost se dosahuje při stavu tlakové napjatosti a s vyloučením tahových napětí, která jsou hlavní příčinou porušení výkovků při tvářením [13]. Napětový stav při kování je výsledkem složitého působení napětí od zatěžujících sil a přidavných napětí, vyvolaných vnějším třením a nerovnoměrnou deformací. Napětový stav při volném kování může být vyjádřen různými způsoby, např. pomocí středního ukazatele stavu napjatosti v_s :

$$v_s = \frac{\sigma_s}{\sigma_p} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3(\sigma_1 - \sigma_3)}, \quad (3)$$

kde σ_{1-3} jsou hlavní normální napětí, σ_s je oktaedrické napětí, σ_p je deformační odpor oceli.

Se zmenšující se hodnotou v_s se zvyšuje mezní tvařitelnost. Největší tvařitelnost se dosahuje při platnosti vztahu: $\sigma_1 = \sigma_2$. Při prodlužování tyčí na rovných kovádlech působí ve směru stlačení výkovku hlavní – tlakové napětí σ_h [14], které má střední hodnotu:

$$\sigma_h = \frac{F_k}{l_z \cdot b_s}, \quad (4)$$

kde F_k je kováčská síla [N], l_z je délka záběru [mm], b_s je střední šířka kované tyče [mm].

V podélném směru působí napětí σ_l , které lze vyjádřit přibližným vztahem:

$$\sigma_l = 0,5 \left(\mu \cdot \sigma_p \cdot \frac{l_z}{h_o} \right), \quad (5)$$

kde μ je součinitel tření a h_o je výška prodlužované tyče.

Pro výpočet napětí ve směru šířky se používá přibližný vztah:

$$\sigma_b = 0,5 \left(\mu \cdot \sigma_p \cdot \frac{b}{h} \right), \quad (6)$$

kde b je šířka prodlužované tyče.

Pokud je šíření při kování na radiálních kovacích strojích omezeno tvarem kovadla, lze pro kování tyčí kruhového průřezu použít vztah:

$$\sigma_b = \frac{F_b}{l_z \cdot d}, \quad (7)$$

kde F_b je kovací síla ve směru šířky výkovku [N], d je průměr výkovku [mm].

Při prodlužování se může v provozních podmínkách kováren ukazatel stavu napjatosti v_s pohybovat v rozmezí od +0,5 až do -2, to znamená od převažujícího tahového až po výrazný tlakový stav napjatosti [15].

Vliv postupu kování a tvaru kovadel na strukturu oceli

Při prodlužování rovnými kovadly na běžných kovacích lisech a rovněž na radiálních kovacích strojích je velikost nerovnoměrné deformace funkcí: poměrné délky záběru (l_z/h_o), poměrného úběru $\Delta h/h_o$ a tvarového ukazatele příčného průřezu (b_o/h_o). Prodlužováním malou poměrnou délkou záběru se získá maximální intenzita prodloužení a počet průchodů je minimální. Na druhé straně při malém poměrném záběru narůstá počet pracovních zdvihů. Optimální výkon tvářecího stroje se dosáhne při $l_z/h_o = 0,5$. Při malé poměrné délce záběru vznikají v ose prodlužovaného výkovku tahová napětí. Proto při kování velkých ingotů, které nelze napěchovat, je vhodné použít poměrnou délku záběru $l_z/h_o = 0,5$ až 1. Vybraná hodnota l_z/h_o ovlivňuje i tvařitelnost oceli.

Při kování na klasických lisech je možný i určitý kompromis, a to kombinace horního úzkého a dolního širokého kovadla. Při kování velkých ingotů se osvědčilo hranit až při dosažení poměru $b_i/h_i = 1,8$ až 2. V nízkém rozkovku se lépe prokove jeho osová část. Uvedený postup nelze doporučit pro kování oceli se sníženou tvařitelností. Po hranění se rozkovek kove na výšku a na bočním povrchu se rozvíjejí tahová napětí.

Pro vyjádření vlivu tvaru kovadel a způsobu prodlužování na rozdělení velikosti napětí a deformace v tvářené tyči se používá ukazatel c . Jeho hodnota se

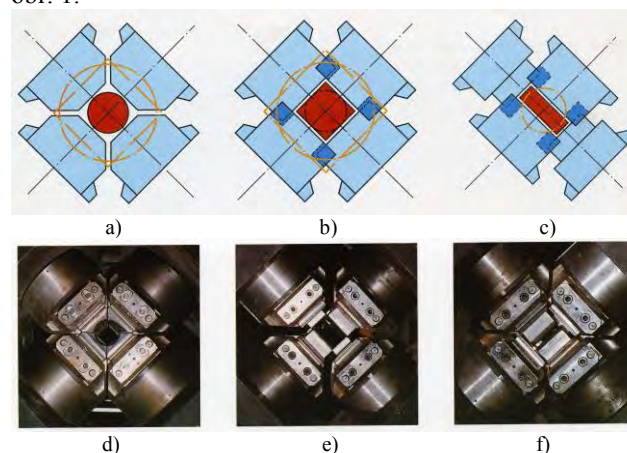
vypočítá z příčného průřezu pásma deformace a určí se, jaká část z celkového obvodu pásma deformace je ve styku s kovadly [16]. Pro vyjádření ukazatele c se používá vztah:

$$c = \frac{C_{kont}}{C_{celk}}, \quad (8)$$

kde C_{kont} je délka obvodu pásma deformace, která je ve styku s kovadly, C_{celk} je celková délka obvodu pásma deformace.

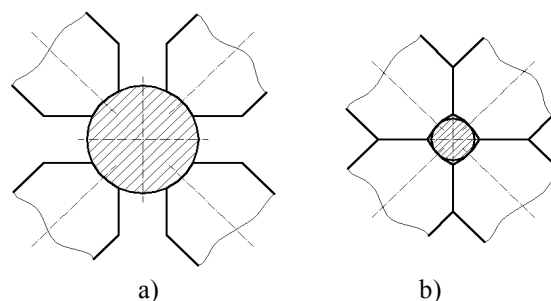
Při hranění po každém průchodu platí $c = 0,5$. Při hranění až po dosažení poměru $b_i/h_i = 1,8$ až 2 se hodnota $c = 0,6 - 0,65$. Při kování nástrojových ocelí na radiálních kovacích strojích může ukazatel c dosahovat hodnotu blízké se 1.

Tvar kovaných průřezů a kovadel používaných při kování na radiálních kovacích strojích je znázorněn na obr. 1.



Obr. 1 Tvar průřezů kovaných tyčí (a-c) a uspořádání kovadel (d-f) na radiálních kovacích strojích.
Fig. 1 Form cross-sections forged rod (a-c) and make-up anvil (d-f) on radial swaging machine.

Pro kování tyčí kruhového průřezu na radiálním kovacím stroji vyjadřuje podmínky deformace v pásmu deformace obr. 2.



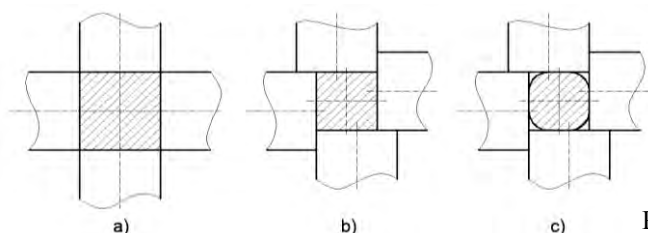
Obr. 2 Kontaktní plocha kovadel s kovanou tyčí při kování na radiálním kovacím stroji: a) na počátku, b) na konci prodlužování.
Fig. 2 Contact area of the anvils with the forged bar at forging on radial swaging machine: a) at the beginning, b) at the end of elongation.

Na počátku prodlužování má ukazatel c hodnotu kolem 0,5. V některých případech může mít i menší hodnotu, což je nepříznivé.

Při kování čtyřhranné tyče na radiálním kovacím stroji jsou dvě možnosti [17]. U stroje, kde střídavě dosedají na rozkovek dva páry rovných kovadel, je prakticky stejná situace jako při prodlužování na lisu; ukazatel c má hodnotu 0,5.

Pokud se použijí kovadla s výřezy, mohou dosedat na rozkovek současně a ukazatel c má hodnotu 1.

Pro úplnost je třeba dodat, že v omezené míře se používají i radiální kovací stroje s přesazováním kovadel, která jsou znázorněna na obr. 3.



Obr. 3 Schéma prodlužování pravoúhlých průřezů na radiálním kovacím stroji: a) počátek prodlužování, b) prodlužování tyče čtvercového průřezu, c) prodlužování tyče kruhového průřezu.

Fig. 3 Diagram elongation rectangular cross - sections on radial swaging machine: a) beginning elongation, b) elongation square bar, c) elongation circular rod.

Při prodlužování čtyřhranné tyče na radiálním kovacím stroji s přesazováním kovadel se ukazatel $c = 1$. Při prodlužování válcové tyče se hodnota ukazatele c pohybuje kolem 0,5.

Vývoj struktury nástrojových ocelí při kování na radiálních kovacích strojích

Na radiálních kovacích strojích se přímo zpracovávají ingoty z nástrojových ocelí z počátečních průměrů 800 mm (460 mm) na průměry 270 mm, popř. menší [18]. Při kování nástrojových ocelí platí zásady vztahující se ke stupni prokování, jakosti vstupních polotovarů, ohřevu, předkování a finálnímu kování [19]:

- Pro dosažení požadovaných vlastností výkovku je nutné zajistit stupeň prokován $K > 3$.
- Jakost ingotů závisí na teplotě lité, na náhřevu licí soupravy (100 až 200 °C), rychlosti lité, době stripování a způsobu dopravy ingotu do kovárny. Ingoty se dopravují do kovárny v teplém stavu. Minimální povrchová teplota ingotu nemá být nižší než 730 °C.
- Sázecí teplota pece se pohybuje v rozmezí 730 až 780 °C. Po vyrovnání teplotního pole v ingotu následuje rychlý ohřev na teplotu 900 °C a prodleva na teplotě ($\tau = 1$ h/100 až 150 mm tloušťky ingotu).

Po vyrovnání teplot probíhá ohřev na horní kovací teplotu, prodleva na teplotě a následuje kování.

- Ingoty většího průměru než je průměr otevřených kleští manipulátorů se předkovávají v úhlových, kombinovaných, popř. rovných kovadlech na hydraulických lisech. V počáteční fázi kování se poměrný úběr pohybuje kolem 15 %. Proveďte se dohřev na HKT a hodnota absolutního úběru se zvolí dle vztahu $\Delta h_{max} \leq 80$ mm.
- Ohřev na HKT probíhá v karuselových pecích, kde se sázecí teplota pece pohybuje kolem 600 až 800 °C. Prvá fáze kování ingotů na rotačních kovacích strojích probíhá při úběru $\Delta h_{max} \approx 25$ mm z počátečního průměru až na průměr výkovku daný stupněm prokování $K \approx 3,5$. Velikost deformace a rychlost kování je limitována nebezpečím vzniku nehomogenity teplotních polí v kované tyči. Při intenzivní deformaci totiž vzniká deformační teplo, které může vyvolat lokální přehřátí, což se projeví snížením tvařitelnosti kované oceli [20].

Pro stanovení vývoje struktury nástrojových ocelí kovaných na rotačním kovacím stroji byl proveden rozbor struktury kovaných tyčí z vybraných nástrojových ocelí [21 - 23].

Chemické složení ověřovaných ocelí je uvedeno v tab. 1.

Tab. 1 Chemické složení nástrojových ocelí (hm. %)

Tab. 1 Chemical composition of the tool steel (wt. %)

Značka oceli	C	Si	Cr	W	Ni	Mo	V
19 436	1,95	-	12,0	-	-	-	-
19 554	0,39	1,00	5,30	-	-	1,40	1,00
19 572	1,60	-	12,0	-	-	0,50	0,20
19 662	0,55	-	0,70	-	1,70	0,25	0,15
19 712	1,20	-	1,60	1,40	-	-	0,25
19 721	0,30	-	2,35	9,25	-	-	0,20
18 802	0,85	-	4,20	10,25	-	-	2,35

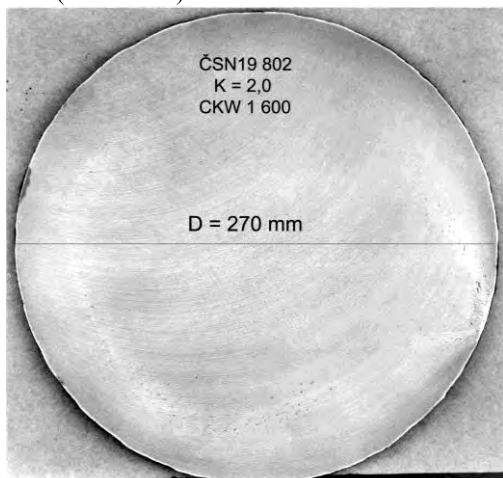
Tyče byly vykovány z ingotů různé hmotnosti na přibližně stejný průměr (tab. 2). Stupeň prokování vypočítaný pomocí rovnice (2) se pohyboval v intervalu 2,2 až 4,9.

Tab. 2 Rozměry ingotů, výkovku a stupeň prokování nástrojových ocelí

Tab. 2 Proportions ingots, forging and forging ratio of tool steels

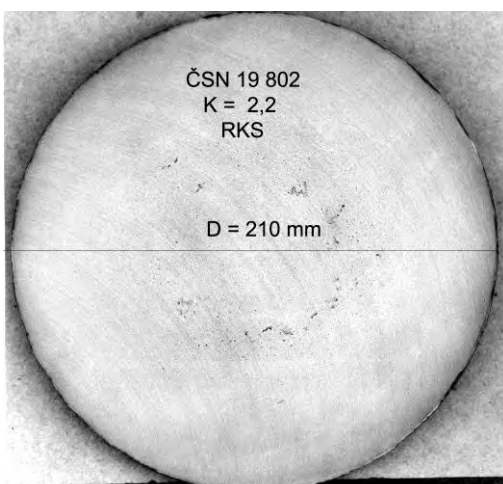
Značka oceli	IKT [°C]	Průměr ingotu [mm]	Průměr výkovku [mm]	K [-]
19 436	1050-850	460	210	4,8
19 554	1100-850	400	180	4,9
19 572	1050-850	470	250	3,5
19 662	1100-850	400	200	4,0
19 712	1050-850	400	210	3,6
19 721	1150-850	460	210	4,8
19 802	1100-900	310	210	2,2

Na výkovicích byla posuzována makrostruktura (obr. 4, 5) a mikrostruktura ve vybraných oblastech příčného průřezu a celkové rozložení primárních karbidů ve struktuře (obr. 6 - 10).



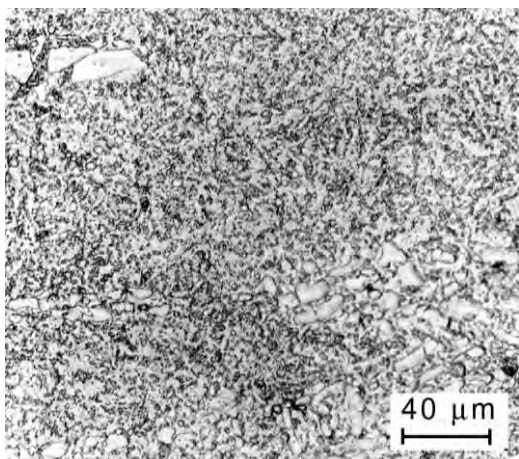
Obr. 4 Makrostruktura oceli ČSN 19 802 po kování na hydraulickém lisu.

Fig. 4 Macrostructure steels ČSN 19 802 after forging on hydraulic press.



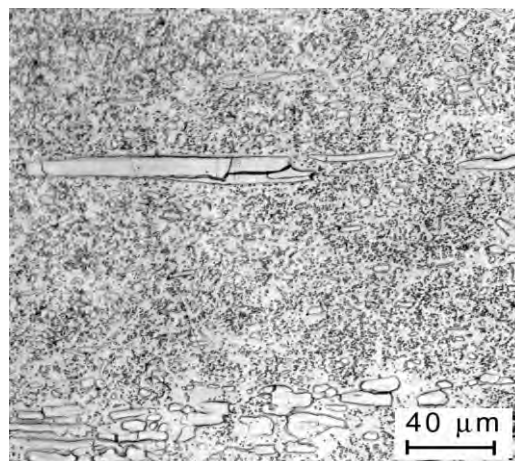
Obr. 5 Makrostruktura oceli ČSN 19 802 po kování na radiálním kovacím stroji

Fig. 5 Macrostructure steels ČSN 19 802 after forging on radial swaging machine



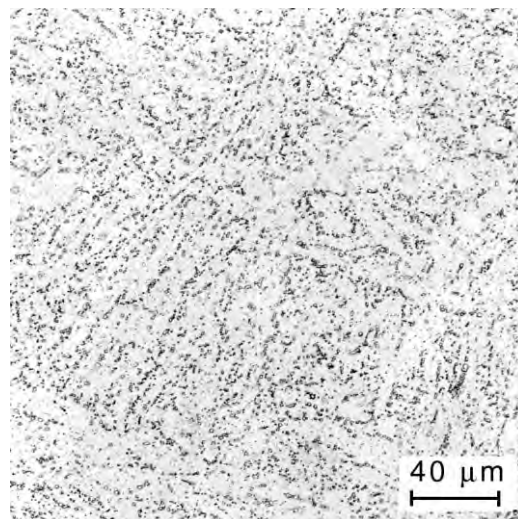
Obr. 6 Mikrostruktura a rozložení karbidů ve struktuře nástrojové oceli ČSN 19 802

Fig. 6 Microstructure and lay carbides in set - up tool steel ČSN 19 802



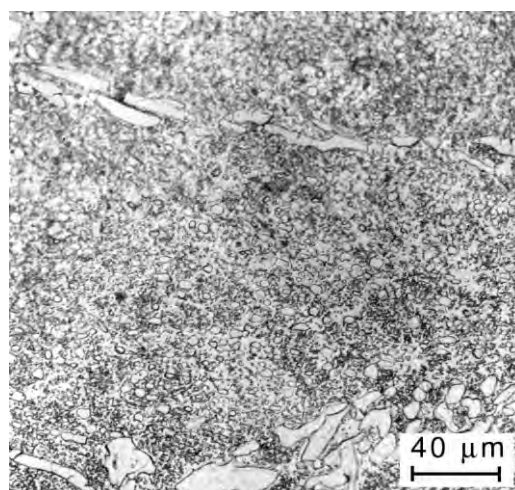
Obr. 7 Mikrostruktura a rozložení karbidů ve struktuře nástrojové oceli ČSN 19 436

Fig. 7 Microstructure and carbides in set - up tool steel ČSN 19 436



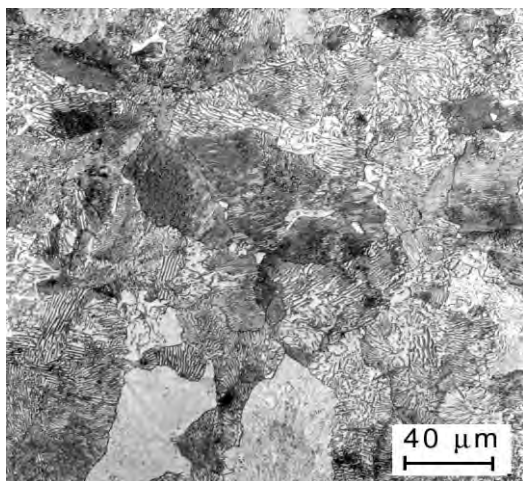
Obr. 8 Mikrostruktura nástrojové oceli ČSN 19 554

Fig. 8 Microstructure tool steel ČSN 19 554

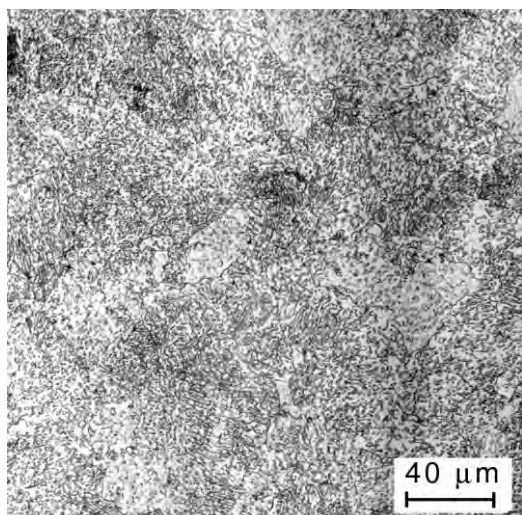


Obr. 9 Mikrostruktura a rozložení karbidů ve struktuře nástrojové oceli ČSN 19 572

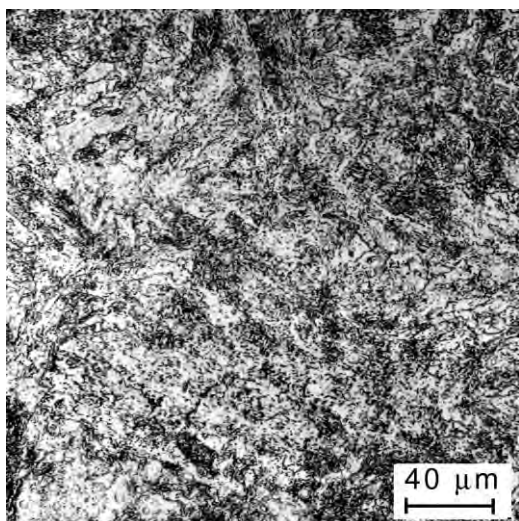
Fig. 9 Microstructure and carbides in set - up tool steel ČSN 19 572



Obr.10 Mikrostruktura nástrojové oceli ČSN 19 662
Fig. 10 Microstructure tool steel ČSN 19 662



Obr. 11 Mikrostruktura nástrojové oceli ČSN 19 712
Fig. 11 Microstructure tool steels ČSN 19 712



Obr. 12 Mikrostruktura nástrojové oceli ČSN 19 721
Fig. 12 Microstructure tool steel ČSN 19 721

Shrnutí a diskuse dosažených výsledků

Strukturní homogenita po průřezu kovaných tyčí je závislá nejenom na metalurgických vlastnostech

vstupního polotovaru, ale také na použitém typu tvářecího stroje. Při porovnání makrostruktury tyčí (obr. 4 a 5) se jeví, že při kování na lisu dochází při stejném stupni prokování k dokonalejšímu uzavírání pórů v osových oblastech kované tyče (obr. 4). Při kování na hydraulickém lisu je v ose kované tyče vyšší podíl smykových deformací. Při výpočtu stupně prokování podle vztahu (2) se vychází z podílů příčných průřezů $K = S_0/S_k$, kde je S_0 plocha vstupního průřezu a S_l je plocha po kovacím úběru. Při kování na lisu podle schématu čtverec – obdélník – čtverec – kruhový průřez dochází k šíření. Hodnota přírůstku stupně prokování vlivem šíření při tvarových změnách čtverec – obdélník však není podle vztahu (2) do celkového stupně prokování započítávána [24]. Pro výpočet stupně prokování v jednotlivých průchodech je vhodnější použít rovnici:

$$K_{ef} = \frac{1}{1 - \varepsilon(1 - f)}, \quad (9)$$

kde ε je poměrná deformace, f je ukazatel šíření ($f = 0,19$ až $0,5$).

Součtem jednotlivých stupňů prokování podle rovnice (9) pak celkový stupeň prokování K_{Σ} je vyšší než uváděná hodnota K vypočítaná podle vztahu (2). Příčinou může být, že při kování na radiálním kovacím stroji působí všestranný tlak pouze v závěrečné fázi kování (obr. 2), což je dáno tím, že kovačka se v počáteční fázi kování dotýká pouze části obvodu prodlužované tyče. Podíl kontaktních ploch mezi povrchem tyče a nástrojem lze popsat pomocí ukazatele c , který udává podíl obvodu, který je v dotyku s kovačkou. Na počátku prodlužování na radiálním kovacím stroji se hodnota c pohybuje kolem 0,5. To znamená, že je stejná jako při prodlužování na rovných kovačkách na lisu.

Výsledky metalografického rozboru struktury ingotů, prokazují, že vnitřní nečistosti v ingotech mohou vznikat vlivem: objemových změn tekuté a tuhé fáze a v důsledku karbidických vycezení a mikrotrhlin ve vycezeninách. U kovaných tyčí je převážná část ředin přenášena do výkovku z ingotu a lze je odstranit pouze při stupni prokování $K > 4,5$. Kování na radiálním kovacím stroji se vyznačuje příznivějším stavem napjatosti než při kování na lisu, ale menším podílem smykových deformací, které jsou pro uzavírání nečistosti rozhodujícím faktorem.

Mikrostruktura na obr. 6 – 12 je tvořena základní maticí (ferit, perlit, bainit), v níž jsou umístěny masivní částice primárních karbidů [9]. Pokud bychom porovnávali mikrostruktury tyčí kovaných na rotačním kovacím stroji a na hydraulickém lisu, tak lze pozorovat ve struktuře oceli kované na radiálním kovacím stroji masivnější primární karbidy. Velikost zrna se na snímcích pohybuje kolem hodnoty 7 (dle ASTM).

Závěr

Strukturu kovaných tyčí z nástrojových ocelí ovlivňuje jak kovárenská technologie, tak i technologie výroby vstupních polotovarů – ingotů. Pro dosažení vysoké jakosti výkovků je potřebné zvolit optimální podmínky kování (interval kovacíh teplot, postup ohřevu, velikost deformace, poměrnou délku záběru) a vhodný tvar a rozměry kovadel v závislosti na vybraném kovacíh stroji. Homogenita struktury výkovků závisí na primární struktuře ingotu a na stupni prokování K_{ef} . Dokonalejší protváření struktury lze dosáhnout při kování s vyšším podílem smykových deformací.

Poděkování

V článku jsou prezentovány výsledky výzkumu získané při řešení projektu financovaného Technologickou agenturou České republiky, č. projektu TA04010705 a poznatky získané při řešení projektu č. LO1203 "Regionální materiálově technologické výzkumné centrum - program udržitelnosti" financovaného Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky.

Literatura

- [1] SALLIT, I., RICHARD, C., BÉRANGER, G., KIRCHER, D., MICHAUD, H. Experimental study of wear behaviour of hot forging tool steels under dry conditions 40CrMoV13. *Tribology Letters*, 2002, Vol. 12, No. 3, p. 147-151
- [2] FILA, P., BALCAR, M., MARTINEK, L. et al. Development of new types of tool steels designed for forging dies. *Kovárenství*, 2010, September, No. 38, pp.11-14
- [3] STEINGIESER. Grain size prediction during open die forging processes. *La Metallurgia Italiana*, 2010, No. 9, pp. 28-35
- [4] MIYAKE, M., YAZAKI, T., SODANI, Y. Development of load reduction technology by swing-type forging and lubrication for large-deformation forging by high-speed large-reduction forging. *Materials Transactions*, 2013, Vol. 54, No. 10, pp. 1951-1956
- [5] ELFMARK, J. Vliv stupně prokování a přechování na mechanické vlastnosti výkovků. *Hutnické listy*, 1963, roč. 30, č. 6, s. 407-415
- [6] ZHOU, X., LIU, X., XING, J. Forging penetration efficiency of steel H13 stepped shaft radial forging with GFM forging machine. *Shanghai Jiatong University (Sci.)*, 2012, Vol. 17, Iss. 3, pp. 315-318
- [7] POURSINA, M., FOODE, P. Prediction of hot radial forging force using artificial neural network. *11th Asia Pasific Industrial Engineering and Management System Conference*. Melaka, 7 – 10 December 2010
- [8] KAKIMOTO, H., ARIKAWA, T., TAKAHASHI, Y., TANAKA, T., IMAIDAC, Y. Development of forging process design to close internal voids. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, Vol. 210, pp. 415-422
- [9] MARKOV, O., OLESHKO, V., ZLIGOREV, V. New technological process of shafts forging large ingot without upsetting. METAL 2012, CD ROM
- [10] WANG, Z., REN, M. Investigation of the mechanism of void closing and optimization of forming procedure for large forgings. *Adv. Technol. Plast.* 1993, Vol. 2, pp. 1181-1186
- [11] BANASZEK, G., DYJA, H., BERSKI, S., JANIK, M. Theoretical and experimental analysis of the effect of die shape on the internal quality of forged rods. *J. Mater. Process. Technol.*, 2004, Issue 153/154, pp. 571-577
- [12] FISHER, K., SCHWEIGER, H., HASENBERGER, J., DREMEL, H. New tool steel for warm and hot forging. *Konference proceedings 6th International Tooling Conference*, pp. 129-139
- [13] KAJTOCH, J. Strain in the upsetting process. *Metallurgy and foundry engineering*, 2007, Vol. 33, No. 1, pp. 51-61
- [14] KUKURYK, M. Analysis of deformation and damage evolution in hot elongation forging. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2012, Vol. 57, Issue 2, pp. 417-424
- [15] BARTEČEK, R. Rotační kování polotovarů a součástí. *Kovárenství*, 1999, č. 15, s. 18-22
- [16] GHAEIA, A., TAHERIB, A. K., MOVAHHEDYA, M. R. A new upper bound solution for analysis of the radial forging process. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2006, Vol. 48, pp. 1264-1272
- [17] JÍLEK, L. Využívání radiálních kovacíh strojů zaznamenává rozmach. *Hutnické listy*, 2014, roč. 67, č. 4, s. 68-73
- [18] LAHOTI, G. D., ALTAN, T. Analysis of the radial forging process for manufacturing of rods and tubes. *Journal of Engineering for Industry*, 1976, Vol. 98, pp. 265-271
- [19] THOMPSON, E. G., HAMZEH, O., JACKMAN, L. A., SRIVATSA, S. K. A quasisteady-state analysis for radial forging. *Journal of Material Processing Technology*, 1992, No. 34, pp. 1-8
- [20] ZHANG, X. X. et al. A criterion for void closure in large ingots during hot forging. *J. Mat. Proc. Tech.*, 2008, Vol. 206, Issue 1-3, pp. 96-103
- [21] GREGER, M., PETRŽELA, J., LÁSZLÓ, V. et al. Vliv tvaru kovadel na intenzitu prodlužování kruhových tyčí. *Kovárenství*, 2011, č. 42, s. 13-16
- [22] GREGER, M., KIML, K., JÍLEK, L. et al. Forging parameters influence on structure of X1160CrMoV12 1 steel. *Kovárenství*, 2008, No. 32, pp. 22-27
- [23] GREGER, M., KADĚRA, J. Development of structure of the steel EN X160CrMoV12 1 at forging on radial forging machine and on hydraulic presses. *Hutnické listy*, 2012, Vol. 65, No. 6, pp. 30-35
- [24] GREGER, M. Vliv poměrné délky záběru na stupeň prokování podélných výkovků. *Kovárenství*, 2012, č. 45, s. 15-19

Vliv mikročistoty na únavovou životnost válcovaných drátů z vysokouhlíkové a kordové oceli

Influence of Microcleanness on Fatigue Endurance of Wire Rod of High-carbon and Cord Steel

Ing. Jan Kufa¹, Ing. Ladislav Kander, Ph.D.¹, Ing. Gabriela Rožnovská¹

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

V předloženém článku je uveden výsledek posouzení vlivu vybraných parametrů mikročistoty na únavovou životnost vzorků válcovaných drátů z vysokouhlíkové a kordové oceli, vyrobených na kontidrátové trati v TŽ, a.s. Vzorky byly zatěžovány jak nerovnané, bez dalších úprav, tak i rovnané. Porušené vzorky byly po zkoušce fraktograficky analyzovány na přítomnost nekovových vměstků. Na zkoumaných lomových plochách nebyly nalezeny vměstky, lomy byly iniciovány z povrchu vzorků. V další části byla provedena statistická analýza vlivu parametrů mikročistoty, zjištěných u zkoušených vzorků klasickou metalografickou cestou, na únavovou životnost vzorků. U kordové oceli bylo potvrzeno, že celkový počet vměstků a jejich průměrná velikost snižují únavovou životnost vzorků. U vysokouhlíkové oceli nebyl prokázán vliv parametrů mikročistoty na únavovou životnost.

Klíčová slova: únavová zkouška; mikročistota oceli; statistická analýza; kordová ocel; vysokouhlíková ocel

The paper presents experimental verification of the possibility of using fatigue rotating bending test for evaluating steel micro-cleanness. Samples of cord steel and high-carbon steel from rolling plant (rolled wire with a diameter of 5.5 mm) were tested. Mentioned steels differ in position of non-metallic inclusions in ternary diagram, i.e. both steels differ in chemical composition and shape of inclusions. The zero hypothesis was the following: sharp-edged inclusions of high-carbon steel will affect the fatigue endurance of tested specimens due to notch effect and fatigue endurance of cord steel specimens will be higher. The main goal of the work was to verify the possibility of utilization of fatigue test for evaluating steel micro-cleanness by inspection of fracture surface. Secondary goal was to evaluate influence of the observed qualitative and quantitative parameters on fatigue endurance of specimens. Damaged specimens were inspected by the method of fractographical analysis for the presence of non-metallic inclusions. No non-metallic inclusions were found on fracture surfaces, all fractures were initiated from the surface of specimens. The statistical analysis, focused on influence of micro-cleanness parameters on fatigue endurance of specimens was performed subsequently. Influence of qualitative parameters on fatigue endurance was evaluated by analysis of variance, influence of quantitative parameters was evaluated by simple regression. It was confirmed that the total number of inclusions and their density per cm² reduced the fatigue life of the samples. Technology of steel production and accompanying position of inclusions in the ternary diagram, i.e. chemical composition and shape of inclusions, does not influence the fatigue endurance of specimens. Individual casts indicate statistically significant difference in number of inclusions, which take effect in statistically significant difference in fatigue endurance of specimens.

Key words: fatigue; micro-cleanness; statistical analysis; cord; high-carbon

Působení cyklického zatížení na ocelovou součást vyvolává *únavový proces*. Takto namáhané součásti se mohou po určité době porušit při napětích, které jsou značně nižší, než je pevnost nebo i mez kluzu materiálu. Dochází k tzv. únavovému lomu, jehož vznik závisí na velikosti cyklického zatížení, na rozměrech součásti, pevnostních charakteristikách a významně závisí na mikročistotě oceli. Metalograficky byl prokázán vliv velkých vměstků na iniciaci vzniku únavového lomu zejména tehdy, jsou-li vměstky uloženy na povrchu, nebo v jeho těsné blízkosti. Při šíření únavového lomu se škodlivý vliv vměstků pravděpodobně uplatňuje silněji při vyšší pevnosti oceli a souvisí více s absolutním množstvím vměstků než s jejich velikostí [1].

Na únavové vlastnosti oceli má značný vliv druh vměstků. Netvárné a nedrobivé vměstky jako hlinitany vápenaté nebo křehké Al₂O₃ jsou škodlivější než tvárné vměstky (např. sulfidy). Škodlivé působení netvárných oxidů na únavovou pevnost souvisí s jejich značnými rozměry a s ostrými hranami těchto vměstků. Sulfidické vměstky bývají jemnější a nemají ostré hrany [1].

Vliv nejrůznějších parametrů mikročistoty oceli na její únavové vlastnosti popisuje celá řada autorů [2 - 6].

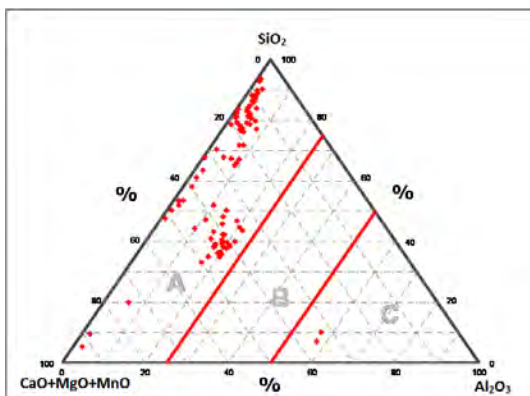
V tomto článku je prezentován výsledek provedení vysokocyklových únavových zkoušek ohybem za rotace u rovnaných i nerovnaných vzorků drátů vysokouhlíkové a kordové oceli o průměru 5,5 mm, odebraných na kontidrátové trati v Třineckých

železárnách, a.s. Hlavním cílem zkoušek bylo vyhodnocení únavové životnosti vzorků obou ocelí, dosažení lomu a následný fraktografický rozbor lomové plochy s cílem zjistit maximum informace o nekovovém vměstku, pokud byl příčinou iniciace lomu. Dalším, vedlejším cílem, bylo statistické vyhodnocení vlivu parametrů mikročistoty, zjištěných ze zkoušených vzorků klasickou metalografickou cestou, na únavovou životnost vzorků.

1. Zkušební materiál a experimentální zařízení

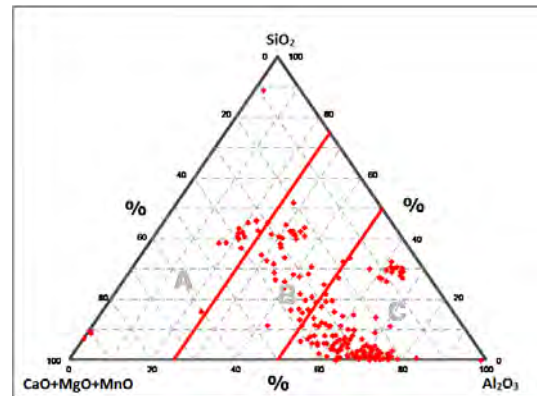
Pro únavové zkoušky byly k dispozici dvě sady vzorků (drátů) z kordových (30 ks) a vysokouhlíkových (40 ks) ocelí, přičemž polovina vzorků z každé skupiny byla upravena rovnáním a polovina ponechána v původním zakřiveném tvaru. Uvedené dvě skupiny ocelí se vzhledem k odlišné technologii výroby (použitá strusce) liší v chemickém složení nekovových vměstků, kdy vysokouhlíkové oceli vykazují vyšší podíl ostrohranných hlinitanových oxidických vměstků na bázi Al_2O_3 , než kordové oceli. Výchozí předpoklad byl takový, že vrubový účinek ostrohranných hlinitanových vměstků u vysokouhlíkových ocelí se projeví na nižším počtu cyklů do lomu během únavové zkoušky.

Pro identifikaci vměstků bylo postupně vypracováno několik zásadně odlišných metod, přičemž všechny mají své specifické výhody a nevýhody [7]. Mikročistota použitých vzorků byla vyhodnocena pomocí elektronového rastrovacího mikroskopu. Výstupem bylo zobrazení vměstků v ternárním (trojúhelníkovém) diagramu $SiO_2 - (CaO+MgO+MnO) - Al_2O_3$. Daná metodika umožňuje určit i množství, velikost, chemické složení a hustotu vměstků. Grafické znázornění výskytu vměstků v jednotlivých oblastech ternárních diagramů u dvou taveb rozdílných skupin ocelí je uvedeno na obr. 1 a 2.



Obr. 1 Charakteristická hustota nekovových vměstků zakreslených v ternárním diagramu (tavba č. 1 - kordová ocel)
Fig. 1 Characteristic density of inclusions in ternary diagram (heat No. 1 – cord steel)

Zkoušky se prováděly na dvou zkušebních strojích Walter+bai ag, typ UBM 200 Nm. V první fázi se v důsledku toho, že byly zkoušeny celé dráty a nikoliv standardní zkušební tělesa s redukováným průměrem ve



Obr. 2 Charakteristická hustota nekovových vměstků zakreslených v ternárním diagramu (tavba č. 4 - vysokouhlíková ocel)
Fig. 2 Characteristic density of inclusions in ternary diagram (heat No. 4 – carbon steel)

zkoušené délce oproti upínacím koncům, docházelo na počátku zkoušení k lomům v upínací kleštině a to v důsledku plastické deformace drátu v místě upnutí. Aby se dalo splnit zadání – tj. aby bylo možné vůbec vyhodnotit únavové vlastnosti kordů a vysokouhlíkových drátů byla navržena a realizována metodika využívající zalití konce drátů do dentakrylu a vytvoření konce, za který by bylo možné vzorek do upínacích kleštin upnout (obr. 3). Protože dráty jsou z výroby v důsledku navíjení nerovné, byl rovněž vymyšlen způsob upnutí surově odštířeného kusu drátu bez jeho rovnání, tj. bez vnesení dodatečné plastické deformace. Zkušební napětí bylo nastaveno na hodnotu 450 MPa.



Obr. 3 Uchycení drátů v dentakrylových pouzdech
Fig. 3 Special gripping of specimens

2. Výsledky únavových zkoušek

Po provedení všech zkoušek byly všechny získané údaje zaznamenány do tabulek, kde je uvedeno číslo tavby, informace o rovnání vzorku, počet cyklů do lomu, otáčky a celková doba zkoušení (tab. 1 a tab. 2).

Tab. 1 Výsledky únavových zkoušek (kordová ocel)
Tab. 1 Results of fatigue tests (cord steel)

Tavba	Rovnění	Vzorek	Počet cyklů *10 ³	Otáčky [1/min]	Doba zk. [h:m]
1	ne	1a	267	650	6:50
		2a	247	650	6:19
		3a	240	600	6:40
		4a	199	600	5:31
		5a	498	600	13:50
	ano	1b	300	600	8:20
		2b	250	600	6:56
		3b	215	600	5:58
		4b	242	600	6:43

2	ne	5b	321	600	8:54
		1a	230	600	6:22
		2a	202	600	5:37
		3a	165	600	4:34
		4a	186	650	4:46
	ano	5a	149	650	3:48
		1b	202	600	5:37
		2b	168	600	4:39
		3b	314	600	8:43
		4b	192	650	4:54
3	ne	5b	169	650	4:19
		1a	254	650	6:30
		2a	251	650	6:26
		3a	236	650	6:02
		4a	190	650	4:52
	ano	5a	190	650	4:52
		1b	148	650	3:48
		2b	163	650	4:10
		3b	155	650	3:59
		4b	165	650	4:14
5b	162	650	4:08		

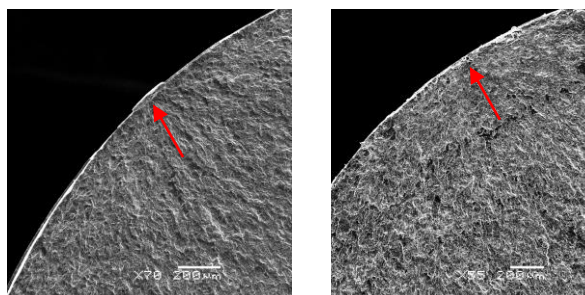
Tab. 2 Výsledky únavových zkoušek (vysokouhliková ocel)

Tab. 2 Results of fatigue tests (carbon steel)

Tavba	Rovnění	Vzorek	Počet cyklů *10 ³	Otáčky [1/min]	Doba zk. [h:m]
4	ne	1a	311	650	7:58
		2a	120	650	3:05
		3a	299	650	7:39
		4a	285	650	7:18
		5a	399	650	10:13
	ano	1b	152	650	3:53
		2b	263	650	6:43
		3b	345	650	8:50
		4b	242	650	6:12
		5b	254	650	6:30
5	ne	1a	343	650	8:47
		2a	264	650	6:45
		3a	131	650	3:22
		4a	253	650	6:29
		5a	153	650	3:54
	ano	1b	221	650	5:40
		2b	176	650	4:31
		3b	172	650	4:24
		4b	353	650	9:02
		5b	269	650	6:53
6	ne	1a	225	650	5:46
		2a	206	650	5:16
		3a	226	650	5:47
		4a	277	650	7:06
		5a	254	650	6:31
	ano	1b	261	650	6:40
		2b	241	650	6:10
		3b	179	650	4:35
		4b	339	650	8:41
		5b	301	650	7:42
7	ne	1a	283	650	7:15
		2a	220	650	5:38
		3a	194	650	4:58
		4a	216	650	5:32
		5a	234	650	5:59
	ano	1b	189	650	4:51
		2b	235	650	6:01
		3b	165	650	4:14
		4b	213	650	5:27
		5b	174	650	4:27

3. Fraktografie lomových ploch

Analýza lomových ploch drátů porušených během cyklického zatěžování byla prováděna na řádkovacím elektronovém mikroskopu JEOL 5510 a jejím cílem bylo nalézt iniciační oblast únavového porušení a její příčinu. Jak ukazují snímky lomových ploch (obr. 4), ve všech případech docházelo k iniciaci únavového porušení na povrchu drátu, nejčastěji pak na drobných defektech typu rýha, otlak nebo přeložka.



Obr. 4 Příklady iniciace únavových lomů na povrchu drátů

Fig. 4 Examples of initiation loci of fatigue fractures on wire surface

4. Statistická analýza

Cílem statistické analýzy bylo vyhodnocení vlivu jednotlivých proměnných na únavovou životnost vzorků. Datový soubor byl rozdělen na 2 části - kordové a vysokouhlikové oceli. Statistická analýza byla zpracována pro každý soubor zvlášť.

Vzorky obou skupin byly popsány řadou kategoriálních i kvantitativních proměnných. K dispozici bylo číslo tavby, licího proudu a informace o rovnění vzorku. Mikročistota oceli byla charakterizována počtem nalezených vměstků, hustotou vměstků na cm², průměrnou velikostí vměstků a relativním podílem vměstků v jednotlivých zónách (A – C) ternárních diagramů. Hlavní vysvětlovaná proměnná představuje únavovou životnost vzorků, vyjádřenou jako počet cyklů do lomu vzorku (proměnná "pocet.cyklu").

Hodnocení vlivu kategoriálních proměnných bylo provedeno pomocí jednofaktorové analýzy rozptylu. Vliv kvantitativních proměnných byl vyhodnocen pomocí párové lineární regrese. V obou případech byl konstatován vliv dané proměnné při dosažení p-hodnoty příslušného testu menší než 0.05.

Analýza byla provedena v programu Statgraphics Centurion XVI. Při testování vlivu faktorů byla uvažována obvyklá prahová hladina významnosti $\alpha = 0.05$.

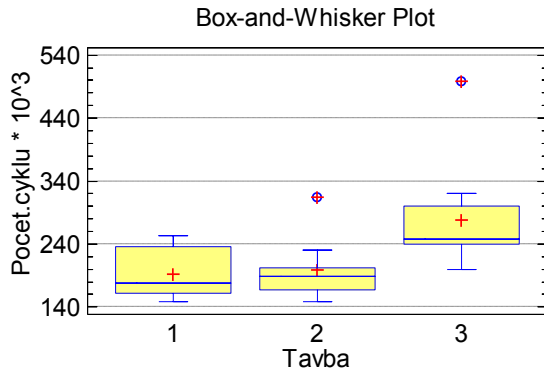
4.1 Vliv parametrů na únavovou životnost kordové oceli

Nejprve byl pomocí analýzy rozptylu testován vliv řady kategoriálních proměnných na únavovou životnost vzorků. Výsledky jsou uvedeny v tab. 3.

Tab. 3 Výsledky analýzy rozptylu
Tab. 3 Analysis of variance findings

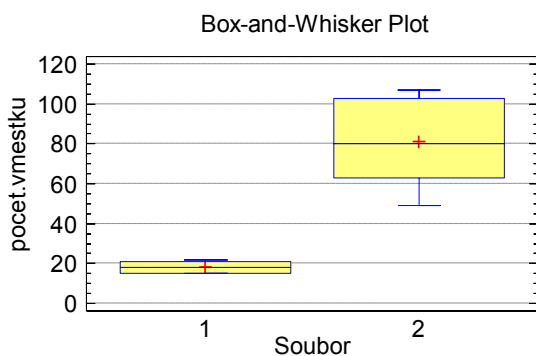
Proměnná	Má vliv?	p - hodnota
Rovnění vzorku	Ne	0.3960
Licí proud	Ne	0.8690
Tavba	Ano	0.0060

Bylo zjištěno, že na únavovou životnost vzorků kordové oceli má z kategoriálních faktorů statisticky významný vliv pouze tavba (tab. 3, obr. 4).



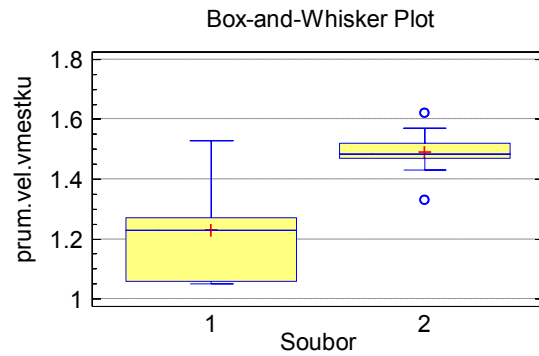
Obr. 5 Srovnání únavové životnosti u vzorků jednotlivých taveb
Fig. 5 Comparison of fatigue endurance of specimens from individual heats

Z obr. 5 vyplývá, že vzorky taveb č. 1 a 2 vykazují shodnou únavovou životnost, vzorky tavby č. 3 vykazují vyšší únavovou životnost. Pro další vysvětlení odlišnosti tavby č. 3 byly údaje prvních dvou taveb seskupeny (vytvořen soubor č. 1) a srovnány s daty odlišné tavby č. 3 (soubor č. 2). Z dalšího srovnání vyplývá, že uvedené dva soubory se statisticky významně liší v počtu vměstků a průměrné velikosti vměstků, viz následující grafy:



Obr. 6 Srovnání počtu vměstků u vzorků dvou souborů
Fig. 6 Comparison of inclusions count of specimens from 2 groups

Potvrzení vlivu počtu a velikosti vměstků a hodnocení vlivu dalších kvantitativních proměnných na únavovou životnost vzorků bylo provedeno pomocí lineární párové regresní analýzy se závěry shrnutými v tab. 4.

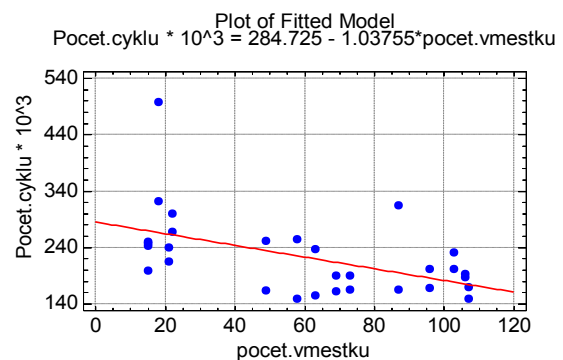


Obr. 7 Srovnání průměrné velikosti vměstků u vzorků jednotlivých taveb
Fig. 7 Comparison of average size of specimens from 2 groups

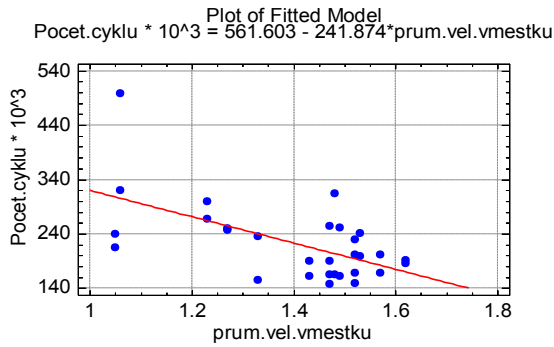
Tab. 4 Výsledky párové regrese (kordová ocel)
Tab. 4 Simple regression findings (cord steel)

Proměnná	Má vliv?	R ²	p-hodnota
Počet vměstků	Ano	0.25	0.0045
Průměrná velikost vměstků [μm]	Ano	0.34	0.0006
Podíl vměstků v zóně A TD [%]	Ne		
Podíl vměstků v zóně B TD [%]	Ne		
Podíl vměstků v zóně C TD [%]	Ne		

Bylo zjištěno, že na únavovou životnost vzorků kordové oceli má z kvantitativních faktorů statisticky významný vliv počet vměstků a průměrná velikost vměstků, přičemž podle základních charakteristik regrese (tab. 4) je těsnější závislost patrná u průměrné velikosti vměstků. Zjištěné závislosti jsou dále zobrazeny v grafech (obr. 8 a 9).



Obr. 8 Párová regrese - počet vměstků vs únavová životnost
Fig. 8 Simple regression - number of inclusions versus fatigue endurance



Obr. 9 Párová regrese - průměrná velikost vměstků vs únavová životnost

Fig. 9 Simple regression - average size of inclusions versus fatigue endurance

Na závěr lze shrnout poznatky, zjištěné při statistické analýze. Na únavovou životnost vzorků kordových ocelí má vliv:

- Počet nekovových vměstků v oceli (snižuje únavovou životnost)
- Průměrná velikost nekovových vměstků (snižuje únavovou životnost)

4.2 Vliv parametrů na únavovou životnost vysokouhlíkové oceli

V dalším kroku byl pomocí analýzy rozptylu testován vliv řady kategoriálních proměnných na únavovou životnost vzorků vysokouhlíkové oceli. Výsledky jsou uvedeny v tab. 5.

Bylo zjištěno, že na únavovou životnost vzorků kordové oceli nemá žádná z uvedených kategoriálních proměnných statisticky významný vliv (tab. 5).

Tab. 5 Výsledky analýzy rozptylu
Tab. 5 Analysis of variance findings

Proměnná	Má vliv?	p - hodnota
Rovnění vzorku	Ne	0.6878
Licí proud	Ne	0.0638
Tavba	Ne	0.2701

Tab. 6 Výsledky párové regrese (vysokouhlíková ocel)
Tab. 6 Simple regression findings (high-carbon steel)

Proměnná	Má vliv?	R ²	p-hodnota
Počet vměstků	Ne	0.01	0.8415
Průměrná velikost vměstků [μm]	Ne	0.06	0.1438
Podíl vměstků v zóně A TD [%]	Ne	0.05	0.2324
Podíl vměstků v zóně B TD [%]	Ne	0.05	0.1879
Podíl vměstků v zóně C TD [%]	Ne	0.00	0.8905

V dalším kroku byl zkoumán vliv kvantitativních proměnných na únavovou životnost vzorků vysokouhlíkové oceli, pomocí lineární párové regresní analýzy se závěry shrnutými v tab. 6.

Bylo zjištěno, že na rozdíl od vzorků kordové oceli, na únavovou životnost vzorků vysokouhlíkové oceli nemá vliv žádný z uvažovaných kvantitativních faktorů.

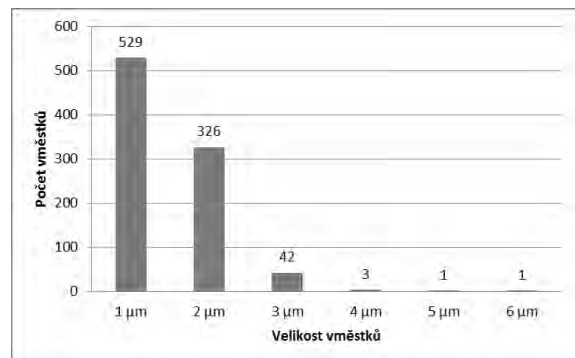
5. Diskuse výsledků

Ze statistické analýzy výsledků vyplynuly některé skutečnosti, které jsou v rozporu s původním očekáváním a expertní zkušeností.

Vzorky drátů vysokouhlíkové oceli, charakteristické vyšším podílem ostrohranných hlinitanových vměstků, vykázaly statisticky shodnou únavovou životnost jako vzorky kordových drátů, vykazující jen minimální podíl hlinitanových vměstků.

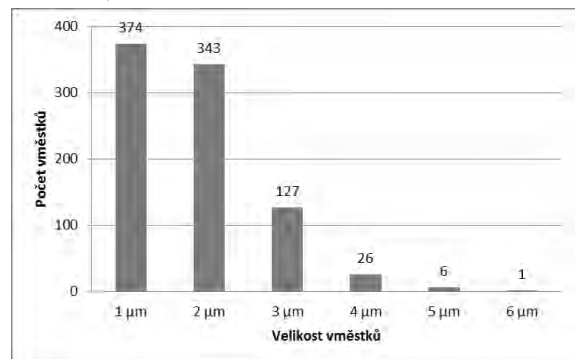
Příčinou může být malá velikost vměstků u zkoumaných vzorků. Ze všech 70 vzorků pouze 2 obsahovaly vměstky o velikosti 6 μm. Celkově pak 98 % všech vměstků mělo velikost mezi 1 – 3 μm.

Počty vměstků jednotlivých velikostí u vzorků z kordových i vysokouhlíkových ocelí jsou uvedeny na obr. 10 a 11:



Obr. 10 Četnost výskytu vměstků o jednotlivých velikostech ve vzorcích kordové oceli

Fig. 10 Count of inclusions differentiating in size (samples of cord steel)

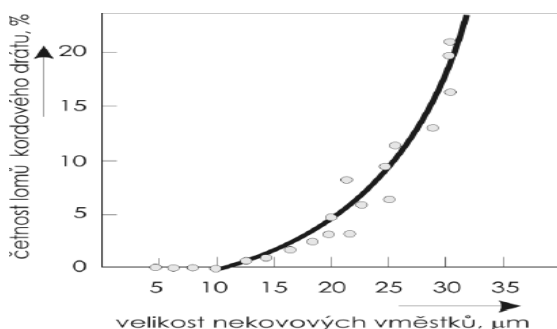


Obr. 11 Četnost výskytu vměstků o jednotlivých velikostech ve vzorcích vysokouhlíkové oceli

Fig. 11 Count of inclusions differentiating in size (samples of carbon steel)

Je však nutné konstatovat, že metalografická analýza zhodnotila jen malou část plochy na příčném řezu zkoušeného drátu. Ve zbytku vzorku se mohly vyskytovat větší vměstky.

Jak je patrné z obr. 12, v případě tažení drátu se četnost lomů výrazně zvyšuje až od velikosti 10 μm [8]. Jedná se však jen o určité přiblížení problematiky vlivu velikosti vměstků vzhledem k odlišné velikosti vzorků a samotné povaze namáhání v případě tažení a ohybu za rotace.



Obr. 12 Závislost četnosti lomů kordového drátu na velikosti nekovových vměstků [8]

Fig. 12 Frequency of cord wire fractures versus size of inclusions [8]

Nepřítomnost vměstků v povrchových vrstvách vzorků, dále geometrie vzorků a zvolená hladina zkušebního napětí vedla k takovému rozložení napětí na zkoumaném vzorku, které vedlo vždy k povrchové iniciaci lomu.

Zajímavá je skutečnost, že vliv vměstků se neprojevil u vysokouhlíkových ocelí, kde byl očekáván výraznější vliv. Možná je samotná ocel již tak citlivá na střídavé napětí, že další iniciátor ve formě vměstku nepotřebuje, popř. to může být důsledkem již diskutovaných malých rozměrů vměstků či podstatně významnějšího vlivu povrchových defektů.

Z provedených zkoušek vyplývá, že únavové zatěžování rovnáných i nerovnaných vzorků drátů z kordové a vysokouhlíkové oceli nevedlo k porušení vzorků lomem iniciovaným na nekovovém vměstku. Možným opatřením je snížení úrovně zkušebního napětí, což povede k prodloužení zkoušky, případně použití vzorku s redukovanou měřenou délkou, dokonale geometricky rovného, aby nevznikaly setrvačné síly v důsledku rotace nesymetrických hmot.

Závěr

Hlavní výsledky provedených únavových zkoušek, následných fraktografických rozborů a statistické analýzy lze stručně shrnout v několika bodech:

- Rostoucí rozměry a počet vměstků snižují únavovou životnost vzorků kordové oceli
- Technologie výroby oceli a s ní spojené chemické složení nekovových vměstků nemají vliv na únavovou životnost vzorků.
- Únavový lom byl iniciován z povrchu vzorků, na lomových plochách nebyly nalezeny nekovové vměstky
- Úprava vzorku rovnáním neměla vliv na únavovou životnost vzorků

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

Literatura

- [1] MICHALEK, K., GRÝC, K. Čistota a užité vlastnosti oceli. Přednášky, FMMI VŠB-TU OSTRAVA, 2010.
- [2] LINHART, V., MIKULOVÁ, D. Vliv vměstků na únavovou pevnost zušlechťených částí. In: Metal 2010: 19. Mezinárodní konference Metalurgie a Materiálů, 18. - 20. května 2010, Hotel Relax, Rožnov pod Radhoštěm, Česká republika. 1. vyd. Ostrava: Tanger, 2010. ISBN 9788087294154.
- [3] ZHANG, J., LI, S., YANG, Y., LI, G., HUI, W., WENG, Y. Influence of inclusion size on fatigue behavior of high strength steels in the gigacycle fatigue regime. International Journal of Fatigue. 2007, vol. 29, issue 4, s. 765-771.
- [4] NAKAJIMA, M., TOKAJI, K., ITOGA, H., SHIMIZU, T. Effect of loading condition on very high cycle fatigue behavior in a high strength steel. International Journal of Fatigue. 2010, vol. 32, issue 2, s. 475-480.
- [5] SAKAI, T., LIAN, B., TAKEDA, M., SHIOZAWA, K., OGUMA, N., OCHI, Y., NAKAJIMA, M., NAKAMURA, T. Statistical duplex S-N characteristics of high carbon chromium bearing steel in rotating bending in very high cycle regime. International Journal of Fatigue. 2010, vol. 32, issue 3, s. 497-504.
- [6] MURAKAMI, Y. Metal fatigue effects of small defects and nonmetallic inclusions. Oxford: Elsevier, 2002. ISBN 978-008-0440-644.
- [7] MITURA, K., LANDOVÁ, S. Vměstky v oceli a jejich vliv na užité vlastnosti oceli. SNTL, Praha, 1989, 544 s.
- [8] MICHALEK, K., GRÝC, K., KLUS, P. Poznatky z oblasti ovlivňování mikročistoty kordových ocelí. Výukový materiál, FMMI VŠB-TU OSTRAVA, 2012.

Analýza dispersních křivek Lambovy vlny

Analysis of Dispersion Curves of the Lamb's Wave

Ing. Jiří Dvořák¹

¹ Technická univerzita v Liberci, Fakulta strojní, katedra materiálu, Studentská 1402/2, 461 17 Liberec, Česká republika

Článek se zabývá analýzou dispersních křivek Lambovy ultrazvukové vlny, šířené v tělese tvaru tlusté desky zhotovené z uhlíkové oceli a z duralu. Účelem provedeného rozboru bylo stanovení, jaké konkrétní módy Lambovy vlny a při jakých frekvencích se mohou v definovaném vzorku materiálu vyskytovat. Dalším účelem práce bylo stanovení frekvencí, při nichž se jednotlivé symetrické a antisymetrické módy Lambovy vlny šířené v definovaných vzorcích začínají projevovat. Představená analýza dále umožňuje experimentální odlišení šířené Lambovy vlny od jiných typů ultrazvukových vln, a tím tedy významně napomáhá experimentálnímu výzkumu. Symetrické módy řádu S1, S2, S3 a S4 se projevují od frekvencí 100 kHz (105 kHz pro dural), 140 kHz, 260 kHz a 340 kHz (345 kHz pro dural). Antisymetrické módy řádu A1, A2, A3 a A4 se projevují od frekvencí 70 kHz, 190 kHz, 235 kHz (240 kHz pro dural) a 330 kHz (325 kHz pro dural). Módy S0 a A0 se projevují od počátku frekvenčního pásma.

Klíčová slova: *dispersní křivky; Lambova vlna; frekvence; fázová rychlost; grupová rychlost*

The article deals with an analysis of the Lamb's ultrasound wave dispersion curves propagated in the body in the shape of thick plate made of carbon steel and of duralumin. The purpose of the performed investigation is was to determine, which particular modes of the Lamb's wave can occur at certain frequencies in the defined samples of material. The symmetrical modes of the order of S1, S2, S3 and S4 are shown for the frequencies of 100 kHz (105 kHz for dural), 140 kHz, 260 kHz and 340 kHz (345 kHz for dural), respectively. Anti-symmetrical modes of the order of A1, A2, A3 and A4 are shown for the frequencies of 70 kHz, 190 kHz, 235 kHz (240 kHz for dural) and 330 kHz (325 kHz for dural), respectively. Modes S0 and A0 are shown from the beginning of the frequency band.

Key words: *dispersion curves; Lamb's wave; frequency; phase velocity; group velocity*

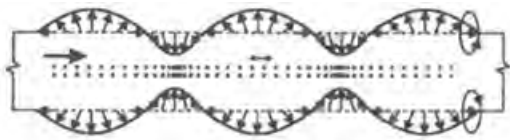
Dispersní křivky vyjadřují závislost fázové, případně grupové rychlosti šíření ultrazvukové vlny na frekvenci. V homogenním, izotropním, elastickém a bezdispersním prostředí obecně rychlost šíření vlny na frekvenci nezávisí a lze ji považovat za konstantní. Ovšem v dispersním prostředí vlna při svém postupu podléhá disperse a následně její rychlost šíření již závisí na frekvenci. Rychlost šíření vlny se obecně mění v závislosti na elastických vlastnostech materiálu (moduly pružnosti, Poissonova konstanta) a na měrné hmotnosti ρ . Dále se kromě rychlosti šíření mění též vlnová délka vlny. Jeví disperse při postupu vlny dispersním prostředím je ovlivněn dalšími faktory, zejména anizotropií, nehomogenitou, polykrystalitou materiálu či anelasticitou. Pojmeme homogenní materiál se rozumí materiál s rovnoměrně rozloženou strukturou, včetně rovnoměrně a pravidelně rozmístěných jednotlivých strukturních složek ve struktuře, a to v celém svém objemu. Příkladem může být ocel po tváření za tepla a normalizačním žháním. Izotropní prostředí vykazuje v různých směrech stálé hodnoty svých vlastností, které na daném směru nezávisí. Například zde platí, že v izotropním prostředí je rychlost šíření ultrazvukové vlny ve všech směrech shodná (v ideálním případě). V elastickém prostředí probíhají odezvy na vnější namáhání pouze v oblasti pružných deformací a

případně změny tvaru či objemu tělesa jsou vratné, nedochází k plastickému chování. V bezdispersním prostředí, například při šíření ultrazvukové vlny, nedochází při jejím postupu k rozkladu vlny a výsledkem je nezávislost rychlosti šíření na frekvenci. Za bezdispersní prostředí lze pokládat například strunu. Fázová rychlost šíření je rychlost postupu libovolné fáze vlny. Grupová rychlost je rychlost postupu vlnového shluku, který vznikne interferencí určitého počtu vln. Při šíření ultrazvukové vlny reálným a dispersním prostředím se hodnoty fázové a grupové rychlosti vlivem výše uvedeného jeví vzájemně liší. Při výpočtu a stanovení průběhu dispersních křivek se materiál standardně považuje za homogenní, izotropní, a elastický s neohrazenými rozměry. Za těchto předpokladů jej lze pokládat za kontinuum. Dispersní křivky Lambovy vlny ukazují, jaké konkrétní módy této vlny a v jakých pásmech frekvencí se ve vzorku daného tvaru a rozměrů mohou vyskytovat. Lze z nich odečíst rychlost šíření jednotlivých módů pro konkrétní frekvenci. Tato informace může významně pomoci při detekci daného typu ultrazvukové vlny od jiných typů vln. Představují tedy teoretický podklad pro následný experimentální výzkum ultrazvukových vln.

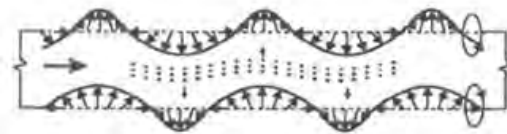
1. Lambova vlna

Lambova neboli desková vlna se typicky vyskytuje a šíří v tenkých deskovitých tělesech, jejichž tloušťka je srovnatelná s vlnovou délkou vlny pro příslušnou frekvenci. Může se ale šířit i v deskách o tloušťce přesahující jednu vlnovou délku. Zde je pak počet případných módů vlny vyšší. Rozlišují se dva typy Lambovy vlny, a to symetrická (dilatační) a antisymetrická (ohybová). Při postupu symetrické Lambovy vlny kmitají částice prostředí na neutrální ose vzorku podélným pohybem, na povrchu pak opisují eliptickou trajektorii. Při přenosu antisymetrické

Lambovy vlny kmitají částice prostředí na neutrální ose příčným pohybem, na povrchu opět po eliptické trajektorii. Pohyb částic prostředí při přenosu vlny vyvoluje v materiálu vznik napětí a elastických deformací. Tyto elastické deformace lze na povrchu materiálu detekovat například snímači akustické emise, které pomocí piezoelektrického jevu transformují zmíněné deformace na elektrické napětí. Velikost vyvolaného napětí odpovídá velikosti mechanické odezvy šířené vlny. Princip obou typů Lambovy vlny názorně vykládají obr. 1 a 2. Vlna v obou obrázcích postupuje materiálem směrem zleva doprava a šíří se celým průřezem vzorku.



Obr. 1 Symetrická Lambova vlna
Fig. 1 Symmetrical Lamb wave



Obr. 2 Antisymetrická Lambova vlna
Fig. 2 Anti-symmetrical Lamb wave

2. Analýza disperzních křivek

Analýza disperzních křivek se zaměřuje na symetrické a antisymetrické módy Lambovy vlny prvních pěti řádů, které jsou prakticky nejvýznamnější. Výpočet byl proveden v pásmu frekvencí do 400 kHz. Platí pro konstrukční uhlíkovou ocel ČSN 11 523.0 (po tváření za tepla) a dural AlCu4Mg ve vytvrzeném stavu. Rozměry

vzorků a potřebné vlastnosti materiálu vzorků udává tab. 1. Desky mají šířku 50 mm, polotloušťku 25 mm a délku 350 mm. Polotloušťka se uvažuje od souřadnicového systému umístěného do střednice tloušťky desky.

Tab. 1 Vlastnosti vzorků materiálu
Tab. 1 Properties of the samples material

Parametr	Jednotka	Zkušební materiál	
		ocel ČSN 11 523.0	dural AlCu4Mg
Polotloušťka vzorku h	mm	25	25
Měrná hmotnost ρ	$\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$	7 850	2 700
Youngův modul pružnosti v tahu E	GPa	210	72
Youngův modul pružnosti ve smyku G	GPa	80,8	27,5
Poissonova konstanta ν	-	0,30	0,34

Průběh disperzních křivek pro symetrické Lambovy módy popisuje následující vztah:

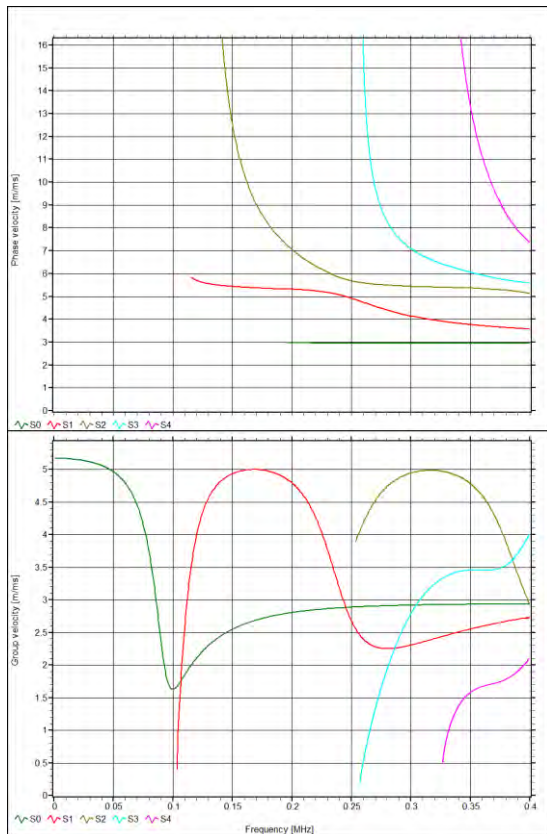
$$\frac{\tan(\beta h)}{\tan(\alpha h)} = -\frac{4\alpha\beta k^2}{(k^2 - \beta^2)^2} \quad (1)$$

Průběh křivek pro antisymetrické Lambovy módy popisuje vztah:

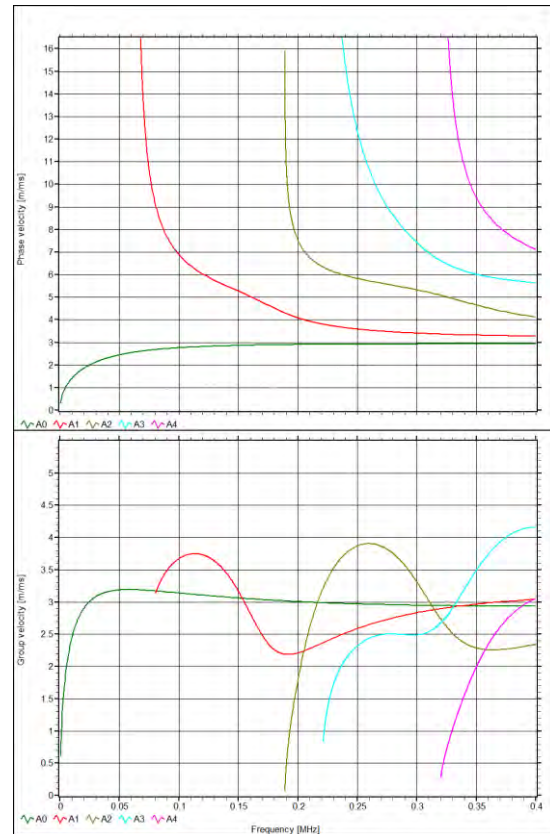
$$\frac{\tan(\beta h)}{\tan(\alpha h)} = -\frac{4\alpha\beta k^2}{(k^2 - \beta^2)^2} \quad (2)$$

$$\text{kde: } \alpha^2 = \frac{\omega^2}{c_L^2} - k^2, \quad \beta^2 = \frac{\omega^2}{c_T^2} - k^2 \quad (3)$$

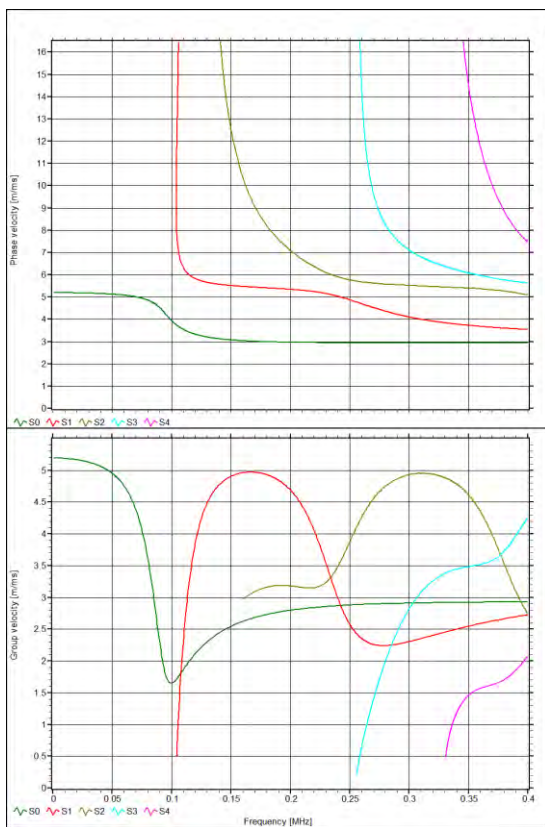
V rovnici (3) je c_L fázová rychlost šíření podélné vlny [ms^{-1}], c_T ...fázová rychlost šíření příčné vlny [ms^{-1}], ω ... úhlová frekvence [$\text{rad} \cdot \text{s}^{-1}$], k ...vlnové číslo [$\text{rad} \cdot \text{m}^{-1}$], h ...polotloušťka desky [mm]. Členy α a β v rov. (1) a (2) vyjadřují vzájemný vztah mezi úhlovou frekvencí a vlnovým číslem, jak ukazuje vztah (3). Vztahy (1) až (3) byly převzaty z [3].



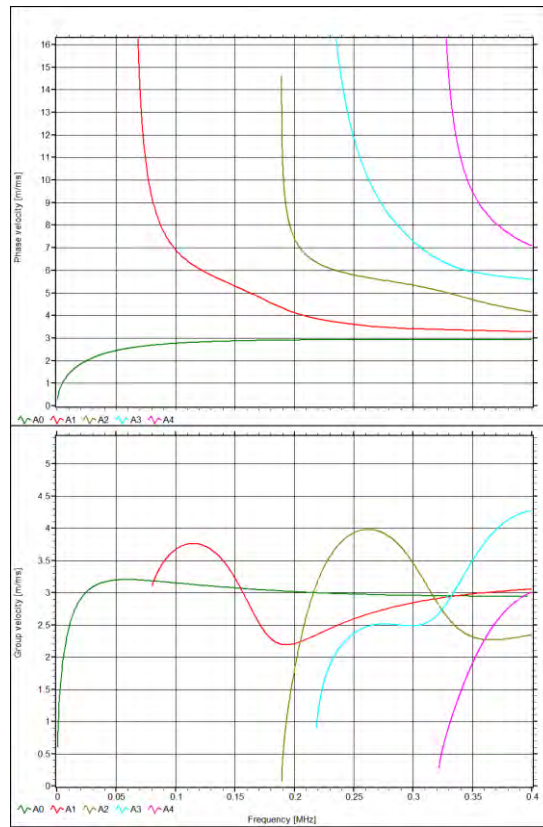
Obr. 3 Dispersní křivky symetrických módů oceli
Fig. 3 Dispersion curves of symmetrical modes of steel



Obr. 4 Dispersní křivky antisymetrických módů oceli
Fig. 4 Dispersion curves of anti-symmetrical modes of steel



Obr. 5 Dispersní křivky symetrických módů duralu
Fig. 5 Dispersion curves of symmetrical modes of dural



Obr. 6 Dispersní křivky antisymetrických módů duralu
Fig. 6 Dispersion curves anti-symmetrical modes of dural

3. Výsledky analýzy

Řešením matematických vztahů (1) až (3) a užitím hodnot potřebných vlastností materiálů daných v tab. 1 byly vypočteny průběhy dispersních křivek symetrických a antisymetrických módů Lambovy vlny v pásmu frekvencí do 400 kHz. Pro ocelový vzorek se symetrické módy Lambovy vlny řádu S1, S2, S3 a S4 začínají projevovat při frekvencích 100 kHz, 140 kHz, 260 kHz a 340 kHz (obr. 3). Antisymetrické módy řádu A1, A2, A3 a A4 se začínají projevovat při frekvencích 70 kHz, 190 kHz, 235 kHz a 330 kHz (obr. 4). Pro duralový vzorek dosahují frekvence symetrických módů řádu S1, S2, S3 a S4 hodnot 105 kHz, 140 kHz, 260 kHz a 345 kHz (obr. 5). Analogicky pak frekvence antisymetrických módů A1, A2, A3 a A4 činí 70 kHz, 190 kHz, 240 kHz a 325 kHz (obr. 6). Počáteční frekvence jednotlivých symetrických a antisymetrických módů se odečítají z průběhů dispersních křivek. Módy S0 a A0 se dle očekávání projevují od počátku pásma (obr. 3 – 6). Analýza průběhu dispersních křivek byla provedena jako teoretická příprava pozdějšího experimentálního snímání Rayleighovy povrchové vlny na výše definovaných vzorcích. K tomuto experimentu byla na základě uvedené analýzy a dalších faktorů stanovena vhodná frekvence pro buzení a následný záchyt Rayleighovy vlny. Vzhledem k deskovému tvaru vzorků materiálu bylo třeba identifikovat Rayleighovu vlnu s odlišením od případných módů Lambovy vlny.

Obr. 3 a 4 zobrazují průběhy dispersních křivek symetrických a antisymetrických módů Lambovy vlny, šířených v definovaném ocelovém vzorku, obr. 5 a 6 zobrazují průběhy dispersních křivek těchto módů Lambovy vlny, šířených v definovaném duralovém vzorku. V obr. 3 – 6 jsou fázové a grupové rychlosti šíření vlny uvedeny v jednotkách $[m \cdot ms^{-1}]$, která sice není normovaná, ale vychází z kalibrace a výstupu měřicího přístroje.

Závěr

Účelem výše provedené analýzy průběhů dispersních křivek Lambovy vlny bylo zjištění, jaké konkrétní módy se mohou v definovaném vzorku materiálu vyskytovat v pásmu frekvencí do 400 kHz. Analýza zahrnuje módy prvních pěti řádů, které jsou prakticky nejvýznamnější. Pro ocelový vzorek se symetrické módy Lambovy vlny řádu S1, S2, S3 a S4 začínají projevovat při frekvencích 100 kHz, 140 kHz, 260 kHz a 340 kHz (obr. 3). Antisymetrické módy řádu A1, A2, A3 a A4 se začínají projevovat při frekvencích 70 kHz, 190 kHz, 235 kHz a 330 kHz (obr. 4). Pro duralový vzorek činí frekvence

symetrických módů řádu S1, S2, S3 a S4 105 kHz, 140 kHz, 260 kHz a 345 kHz (obr. 5). Analogicky pak frekvence antisymetrických módů A1, A2, A3 a A4 činí 70 kHz, 190 kHz, 240 kHz a 325 kHz (obr. 6). Módy S0 a A0 se začínají projevovat již od počátku frekvenčního pásma. Nutno poznamenat, že průběhy křivek nezohledňují vliv anizotropie, heterogenity a anelasticity materiálu. V případě materiálu jiné tloušťky nebo jiných vlastností budou mít dispersní křivky odlišné rozložení. Analýza byla provedena jako teoretická příprava pozdějšího experimentálního snímání Rayleighovy povrchové vlny na výše definovaných vzorcích. Z průběhu křivek lze orientačně stanovit rychlost šíření daného módu Lambovy vlny pro příslušnou frekvenci, což umožňuje identifikaci s odlišením od jiných typů vln, v tomto případě od Rayleighovy povrchové vlny. Z hlediska odlišení módů Lambovy vlny bylo nutné s pomocí analyzovaných dispersních křivek a dalších následných faktorů stanovit vhodnou frekvenci pro buzení a následný experimentální záchyt Rayleighovy vlny. Pro identifikaci a odlišení Rayleighovy vlny je nutné, aby se k její rychlosti šíření definovanými vzorky přibližovalo co nejméně módů Lambovy vlny. Sledovaná Rayleighova vlna může být využita k nedestruktivnímu měření mechanických vlastností feromagnetických či elektricky vodivých kompozitních materiálů (např. grafitických litin). Z mechanických vlastností lze sledovat například tvrdost, mez kluzu, mez pevnosti, mez únavy, apod. Toto umožní nedestruktivně posoudit vlastnosti kompozitních materiálů po stránce matrice i disperse jako celku. K tomuto účelu probíhá vývoj nového měřicího zařízení, které kombinuje metodu magnetické skvrny a metodu akustické emise (s využitím ultrazvukové vlny). Metoda magnetické skvrny hodnotí vlastnosti materiálu po stránce matrice a metoda akustické emise hodnotí vlastnosti po stránce disperse. Na vyvíjené zařízení byl udělen užitný vzor.

Literatura

- [1] OBRAZ, J. *Ultrazvuk v měřicí technice*. Praha: SNTL, 1984, 2. přepracované vydání.
- [2] ADÁMEK, V. *Vlnové jevy (nejen) v tělesech*. Plzeň: Západočeská univerzita, Fakulta aplikovaných věd, katedra mechaniky. Dostupný z webu: <http://www.kme.zcu.cz/download/predmety/403-adamek-umm2015.pdf>.
- [3] HORA, P. a O. ČERVENÁ. *Metody pro určení dispersních křivek Lambových vln pomocí Fourierovy transformace*. [výzkumná zpráva] Praha: Ústav termomechaniky AV ČR, 2010

hutní výroba v ČR a SR

Meziroční porovnání měsíčních a postupných hutních výrob roku 2014 a 2013

	Výroba *)			Výroba	Index	Výroba	Index	Výroba	Index
	únor	březen	leden-březen	únor		březen		leden-březen	
	2015	2015	2015	2014	2015/14	2014	2015/14	2014	2015/14
	tis.t			tis.t	%	tis.t	%	tis.t	%
KOKS									
CELKEM	265,93	297,89	863,01	265,22	100,27	291,63	102,15	851,65	101,33
z toho (HŽ) ČR	140,14	158,15	455,82	143,63	97,57	157,28	100,56	460,49	98,99
(HŽ) SR	125,78	139,74	407,19	121,59	103,45	134,35	104,01	391,16	104,10
AGLOMERÁT									
CELKEM	759,08	845,57	2 485,73	725,93	104,57	871,28	97,05	2 374,42	104,69
z toho ČR	487,98	512,67	1 549,83	428,23	113,95	520,38	98,52	1 410,22	109,90
SR	271,10	332,90	935,90	297,70	91,06	350,90	94,87	964,20	97,06
SUROVÉ ŽELEZO									
CELKEM	629,59	700,36	2 051,93	614,87	102,39	672,31	104,17	1 966,01	104,37
z toho ČR	317,70	348,69	1 036,60	329,75	96,35	366,54	95,13	1 056,70	98,10
SR	311,89	351,67	1 015,33	285,12	109,39	305,77	115,01	909,31	111,66
SUROVÁ OCEL									
CELKEM	811,70	899,96	2 625,69	785,57	103,33	858,53	104,83	2 494,61	105,25
z toho ČR	423,60	463,95	1 375,05	433,05	97,82	477,79	97,10	1 368,26	100,50
SR	388,10	436,01	1 250,64	352,52	110,09	380,74	114,52	1 126,34	111,04
KONTISLITKY									
CELKEM	770,28	854,31	2 496,59	745,92	103,27	817,69	104,48	2 377,64	105,00
z toho ČR	383,08	419,20	1 248,65	394,34	97,15	437,88	95,73	1 254,09	99,57
SR	387,20	435,11	1 247,94	351,59	110,13	379,81	114,56	1 123,55	111,07
BLOKOVNY									
CELKEM	47,63	58,66	156,46	45,02	105,80	49,00	119,72	143,03	109,39
z toho ČR	47,63	58,66	156,46	45,02	105,80	49,00	119,72	143,03	109,39
SR	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
VÁLCOVANÝ MATERIÁL									
CELKEM	758,38	851,22	2 390,76	715,49	106,00	770,19	110,52	2 269,75	105,33
z toho ČR	397,60	446,29	1 248,25	398,42	99,79	425,33	104,93	1 257,32	99,28
SR	360,79	404,93	1 142,50	317,07	113,79	344,87	117,42	1 012,43	112,85
TRUBKY									
CELKEM	63,33	71,44	201,09	62,73	100,95	65,25	109,49	189,71	106,00
z toho ČR	44,00	51,63	142,80	43,39	101,41	45,77	112,79	131,56	108,55
SR	19,33	19,82	58,29	19,34	99,93	19,48	101,71	58,15	100,23
TAŽENÁ, LOUPANÁ, BROUŠENÁ OCEL									
CELKEM= (HŽ)ČR	15,08	18,90	53,43	15,37	98,10	17,44	108,37	50,79	105,20
STUDENÁ PÁSKA KLASICKÁ									
CELKEM= (HŽ)ČR	1,28	1,32	4,20	2,60	49,17	2,78	47,66	8,21	51,16

POZNÁMKA: *) Za poslední měsíc jsou údaje předběžné

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

Meziroční porovnání měsíčních a postupných hutních výrob roku 2014 a 2013									
	Výroba *)			Výroba	Index	Výroba	Index	Výroba	Index
	březen	duben	leden-duben	březen		duben		leden-duben	
	2015	2015	2015	2014	2015/14	2014	2015/14	2014	2015/14
	tis.t			tis.t	%	tis.t	%	tis.t	%
KOKS									
CELKEM	297,89	287,13	1 150,14	291,63	102,15	280,91	102,21	1 132,56	101,55
z toho (HŽ) ČR	158,15	151,59	607,41	157,28	100,56	149,88	101,14	610,37	99,52
(HŽ) SR	139,74	135,54	542,73	134,35	104,01	131,03	103,44	522,19	103,93
AGLOMERÁT									
CELKEM	845,57	764,92	3 250,64	871,28	97,05	787,22	97,17	3 161,64	102,81
z toho ČR	512,67	431,92	1 981,74	520,38	98,52	480,82	89,83	1 891,04	104,80
SR	332,90	333,00	1 268,90	350,90	94,87	306,40	108,68	1 270,60	99,87
SUROVÉ ŽELEZO									
CELKEM	700,36	651,38	2 703,31	672,31	104,17	686,66	94,86	2 652,67	101,91
z toho ČR	348,69	318,10	1 354,70	366,54	95,13	358,41	88,75	1 415,11	95,73
SR	351,67	333,28	1 348,61	305,77	115,01	328,25	101,53	1 237,56	108,97
SUROVÁ OCEL									
CELKEM	899,96	820,76	3 446,44	858,53	104,83	864,73	94,91	3 359,34	102,59
z toho ČR	463,95	419,05	1 794,10	477,79	97,10	467,75	89,59	1 836,01	97,72
SR	436,01	401,70	1 652,35	380,74	114,52	396,99	101,19	1 523,33	108,47
KONTISLITKY									
CELKEM	854,31	780,41	3 277,00	817,69	104,48	826,34	94,44	3 203,98	102,28
z toho ČR	419,20	379,61	1 628,26	437,88	95,73	430,28	88,22	1 684,37	96,67
SR	435,11	400,80	1 648,75	379,81	114,56	396,06	101,20	1 519,61	108,50
BLOKOVNY									
CELKEM	58,66	25,06	181,52	49,00	119,72	49,49	50,64	192,51	94,29
z toho ČR	58,66	25,06	181,52	49,00	119,72	49,49	50,64	192,51	94,29
SR	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
VÁLCOVANÝ MATERIÁL									
CELKEM	851,26	740,74	3 137,00	770,19	110,53	774,05	95,70	3 043,81	103,06
z toho ČR	446,33	398,69	1 652,44	425,33	104,94	404,16	98,65	1 661,48	99,46
SR	404,93	342,05	1 484,56	344,87	117,42	369,89	92,47	1 382,32	107,40
TRUBKY									
CELKEM	71,44	63,25	263,56	65,25	109,49	66,73	94,79	256,44	102,77
z toho ČR	51,63	46,62	188,64	45,77	112,79	46,05	101,23	177,61	106,21
SR	19,82	16,64	74,92	19,48	101,71	20,68	80,45	78,83	95,04
TAŽENÁ, LOUPANÁ, BROUŠENÁ OCEL									
CELKEM= (HŽ)ČR	18,90	17,52	70,95	17,44	108,37	15,69	111,65	66,47	106,73
STUDENÁ PÁSKA KLASICKÁ									
CELKEM= (HŽ)ČR	1,32	1,25	5,45	2,78	47,66	2,76	45,52	10,96	49,74
POZNÁMKA: *) Za poslední měsíc jsou údaje předběžné									
Zpracoval: Hutnictví železa, a.s. - ing. Vala									

Seminář Predikce vývoje ocelářského průmyslu do roku 2020

Ing. Vladimír Toman¹

¹Hutnictví železa, a.s., Praha

Současný i budoucí vývoj ocelářského průmyslu v České republice i Evropské unii je ovlivňován velkým množstvím různých faktorů. Posouzení vlivu jednotlivých faktorů i jejich kombinací se snažili nalézt z hlediska možného dalšího vývoje účastníci každoročního semináře „Predikce ocelářského průmyslu“, který uspořádal Odvětvový svaz hutnictví železa (OSHŽ) dne 20. 5. 2015 v budově Ministerstva průmyslu a obchodu ČR v Praze. Před vlastním průběhem semináře bylo vedení OSHŽ ve složení Jan Czudek (prezident), Tapas Rajderkaar (1. viceprezident) a Jaroslav Raab (viceprezident) přijato u ministra průmyslu a obchodu Jana Mládky.

Seminář řídil Jan Czudek, v předsednictvu zaujali místo náměstek ministra pro průmysl a obchodu Eduard Muřický, předseda Českomoravské konfederace odborových svazů ČMKOS Josef Středula a Jaroslav Raab. Přítomni byli také novináři z několika celostátních deníků a časopisů.

V jednotlivých vystoupeních byly prezentovány názory na dosavadní i předpokládaný vývoj v nejdůležitějších oblastech ovlivňujících vývoj ocelářství. Po nich následovala diskuse, do které se zapojili téměř všichni přítomní. Jednalo se o těchto tématech:

- predikce vývoje hutnictví železa a její určující faktory,
- vývoj v oblasti energetiky v ČR a EU a její vliv na ocelářství,
- dosažené výsledky a bariéry dalšího vývoje v oblasti ekologie,
- technické vzdělávání v ČR,
- mezinárodní obchodní vztahy a jejich vývoj,
- operační program Podnikání a inovace pro konkurenceschopnost,
- legislativa a vývoj v oblasti obchodování skleníkovými plyny,
- multiplikační efekty průmyslu v rámci ekonomiky ČR,
- sociální dialog v praxi,
- agendy řešené Svazem průmyslu a dopravy k podpoře průmyslu.

Po bohaté diskusi byly přijaty „závěry semináře“, které byly poskytnuty (kromě účastníkům semináře) všem poslancům a senátorům Parlamentu ČR a také českým poslancům Evropského parlamentu.

V dalších číslech Hutnických listů budou uvedena nejdůležitější data z projednávané Predikce. Zde jsou tyto závěry uvedeny v plném znění:

Závěry semináře

„Predikce vývoje ocelářského průmyslu na období r. 2015 – 2020, s výhledem do r. 2030, cesta ke konkurenceschopnosti“, Praha 20. 5. 2015

Semináři předložený dokument specifikuje hlavní úkoly pro období r. 2015 – 2020 s výhledem do r. 2030. Konkrétně:

- nepřipustit ekologickou legislativu, která by přinesla ohrožení životaschopnosti a nerovné podmínky pro ocelářství, ČR na globalizovaném trhu,
- realizovat investice, které budou odstraňovat nepříznivé vlivy na životní prostředí,
- připravovat projekty výzkumu, vývoje, inovací a jejich realizaci,
- vytvářet pracovních příležitosti, dosahovat odbornosti, technického a řemeslného vzdělávání a pro řešení sociálně zaměstnaneckých otázek připravit kvantifikaci pro orientaci trhu práce.

Hlavními oblastmi součinnosti a spolupráce se SP ČR, rezorty (zejména MPO, MŽP) jsou:

1. Klíčovým problémem je ekologie. Ocelářství musí obhájit své pozice a bojovat proti vyhlašování nerealistických cílů, limitů a ekologických norem a legislativy. Budeme usilovat o
 - podporu pro realizaci technologií s pozitivním vlivem na ekologii, snižování emisí,
 - přijetí takové ekologické legislativy, která by nebyla existenčním rizikem pro ocelářství. Ekologická legislativa by měla motivovat k řešení problémů a k využívání nejlepších dostupných technologií, i když jde o dlouhodobý projektově i finančně náročný úkol.
2. Dosažení akceptovatelných cen energií, bránit dalšímu zvyšování již dnes vysokých cen energií, přesunu rentabilit z průmyslové produkce k nezaslouženým efektům, například realizace „obnovitelných zdrojů energií“.
3. Zvýšené využití recyklací, jako zdroje vstupu pro ocelářskou výrobu, snižování závislosti na dosažitelnosti surovin cestou vlastních aktivit (obchodních a investičních) v této oblasti.

4. Prosazovat potřebné řešení technického a řemeslného vzdělávání, společné motivace k součinnosti průmyslu a školství, aby vzdělávání bylo obsahem požadavků trhu práce.

5. Dále zintenzivnit přípravu a realizaci projektů výzkumu, vývoje i využití zdrojů Operačních programů a evropských fondů s jednoznačným zaměřením na sortimenty vysoké finalizace a kvality.

Dokument EU „Steel Action Plan“ přijatý v červnu 2013 vyžaduje, aby byl dopracován do realizační podoby na úrovni vlád jednotlivých zemí.

Za účelné považujeme, aby pod ingerencí vlády ČR, MPO vznikly (byly zahájeny a dopracovány) agendy

- posouzení rozsahu a struktury asymetrických nákladů, které regulačně zatěžují průmysl, a specificky i ocelářství, a identifikace reálné možnosti snížení této zátěže,
- snižování koncových cen energií pro energeticky náročná odvětví, a tím přispět k vytváření rovnocenných podmínek pro konkurenceschopnost,
- využití zdrojů pro projekty výzkumu, vývoje a inovací (zapojení výzkumných institucí do průmyslových projektů, vytváření technologicko-produkčních partnerství).

Dále bude pokračovat využívání prostředků z Evropských fondů v operačních programech, projektech

- technického vzdělávání,
- rekvalifikační,
- zmírňování sociálních dopadů restrukturalizace.

Považujeme za aktuální zvážit možnost přijetí Memoranda MPO a významných společností ocelářského průmyslu k vytváření rovnocenných podmínek ocelářského průmyslu, udržení reálné zaměstnanosti a k řešení regionálních vlivů fungování

konkurenceschopného ocelářství v ČR. Významným prvkem pro období r. 2015 – 2020 bude možnost využití Operačních programů (od začátku léta budou vyhlášeny „dotační výzvy“ na rozsah 25 – 45 % financování projektů), a to:

- OP – podnikání a inovace pro konkurenceschopnost (inovace, technologie, obnovitelné zdroje energií, úspory energií)
- OP – životní prostředí (prevence vzniku odpadů, snížení ekologické zátěže).

Odvětvový svaz hutnictví železa bude organizovat řadu akcí se zaměřením na co nejkonkrétnější aktivity v oblastech

- ekologie,
- energetiky,
- obchodních vztahů,
- sociálně zaměstnaneckých souvislostí (vzdělávání, bezpečnosti při práci a ochraně zdraví) a to s jednoznačným záměrem vytvořit pro ocelářství rovnocenné podmínky k dosažení konkurenceschopnosti a prokázání efektů z vlastních programů hospodárnosti, růstu produktivity a obhájení pozice na trhu hutních materiálů.

Z poznatků r. 2013, 2014 a z výhledu pro období r. 2015 – 2020 je zřejmé, že český ocelářský průmysl může udržet svoji konkurenceschopnost jen v případě takové investiční strategie, která realizací projektů výzkumu, vývoje a inovací přinese do výrobního portfolia (v reakci na požadavky trh) výrobní sortiment s vysokou finalizací výrobků a stále rostoucími parametry kvality a přidané hodnoty.

Věříme, že nalezneme i pomoc v sociálním dialogu (s OS KOVO) pro udržení konkurenceschopnosti ocelářství, růstu produktivity práce, udržení reálné zaměstnanosti a efektivního využití disponibilních lidských zdrojů.

Na míru šité ideje pro budoucnost

Rheinische Post

13. 4. 2015

Nikde jinde není ocel tak intenzivně zkoumána, jako v Max-Planck-Institutu v Düsseldorfu: pro autoplechy, letecké turbíny a kyčelní klouby zítřka. Aby se dostalo požadavkům, je ocel zkoumána až do úrovně atomů. Ocel je přitom látka všedního dne. Bez oceli by nebyla Eiffelovka a Golden Gate v San Francisku. Ocel je i po třech tisících letech stále velká výzva pro vědu a výzkum, protože v závislosti na druhu jejího použití jsou od ní očekávány různé vlastnosti, často dokonce v jednom a toméž výrobku. Tak musí být autoplechy lehké, aby šetřily pohonné hmoty, tažné kvůli zpracování a pevné a stabilní pro větší bezpečnost, ale přitom ne křehké, aby se při nárazu neroztříštily. Existuje asi 3 000 ocelových slitin. Nejvyšší nároky jsou kladený na letecké turbíny budoucnosti, především na jejich vnější vrstvu, která musí materiál chránit mj. před extrémním počasím. Skříň turbíny mohou poškodit např. kroupy. V institutu byl nalezen způsob, který znamená průlom ve výzkumu. Kromě toho může taková obálka zabránit, aby byla poškozena vnější stěna, a to tím, že vlastní deformaci při nárazu bere letícím troskám a střepinám energií.

zprávy z podniků, institucí a řešitelských pracovišť

Diskuse k článku „Plastické vlastnosti nástrojové oceli 48Cr8MoV za vysokých teplot“ autorů Opěla, P. aj. v Hutnických listech, roč. LXVII, 2014, č. 6, s. 46-50

Ing. Jan Počta, CSc.^{1,2}

¹ CSM Ostrava, Česká republika

² OCELOT s.r.o., Pohraniční 693/31, 706 02 Ostrava-Vítkovice, Česká republika

Jednoduchými zkouškami plastičnosti se u materiálu zjišťují specifické vlastnosti charakterizované především stavem napjatosti vyvolaným ve zkušebním vzorku. Zjišťují se jednoduché ukazatele plastičnosti, které vždy charakterizují jednu typickou vlastnost při deformaci. Kombinací různých jednoduchých zkoušek plastičnosti se získávají hodnoty z několika vlastností. Čím více jednoduchých ukazatelů plastičnosti se zjišťuje, tím širší znalosti o tvařitelnosti materiálu se docílí.

Technologickými zkouškami se zjišťuje tvařitelnost materiálu v širším pojetí. Probíhají v daleko složitějších napěťových, rychlostních a teplotních podmínkách než jednoduché zkoušky plastičnosti. Většinou se jejich napěťové a termodynamické podmínky přibližují podmínkám v daném technologickém pochodu provozního tváření a vztahují se k danému hutnímu výrobku.

Mezi technologické zkoušky se řadí tzv. klínová válcovací zkouška ke zjišťování tvařitelnosti materiálu. Klínová válcovací zkouška udává maximální deformaci v okamžiku vyčerpání plastičnosti za daných podmínek stavu napjatosti a stavu deformace, jakož i za daných podmínek rychlosti deformace, která se však obecně v průběhu zkoušky mění. Klínová válcovací zkouška není ani normovaná, ani se neprovádí podle smluvních pravidel technické praxe. Proto se u ní uvádějí všechny podmínky zkoušení, a to termodynamické podmínky, geometrické poměry a pro studium struktury taktéž časové průběhy chlazení. Ke zkoušení se používají zkušební vzorky se čtvercovým nebo obdélníkovým průřezem. Válcování se provádí na excentrických pracovních válcích, na hladkých válcích s excentrickým kalibrem, na dvojici válců, z nichž jeden je opatřen excentrickým kalibrem nebo na hladkých cylindrických válcích s možností plynulého stavění válců do tlaku. Poslední ze jmenovaných způsobů vyžaduje vybavení válcovací stolice hydraulickým systémem pro stavění válců (HGC – hydraulic gage control). Lze provádět i tzv. obrácené klínové válcovací zkoušky, kde je zkušební válcovací stolice vybavena jen hladkými cylindrickými

pracovními válci a zkušební vzorek je vyhotoven do klínovitého tvaru, s proměnlivou tloušťkou po délce. Excentricita kalibrů po obvodu pracovních válců odpovídá na vzorku teoreticky stupni deformace 0 až 100 % anebo jinému, předem zvolenému rozsahu deformace. Maximální stupeň deformace je však ve skutečnosti nižší. Jeho snížení odpovídá skoku válců při vstupu vzorku do válcovací mezery.

Při klínovém válcování dochází k plynulému zvyšování stupně deformace až do zvoleného maxima. V materiálu je vyvolán trojosý stav deformace: ve směru působící síly od pracovních válců je to tlaková deformace (stlačení), v obou příčných směrech jsou složky deformace tahové (prodloužení). Pro studium mezních podmínek tvařitelnosti je v pásmu deformace nejdůležitější směr šíření, protože v něm působí na povrchu vzorku tahové napětí, v jehož důsledku dochází při překročení mezních podmínek k vyčerpání plastičnosti materiálu a k porušení soudržnosti.

Autoři článku uvedeného v nadpise tohoto diskusního příspěvku zjišťovali tvařitelnost chromové nástrojové oceli v litém stavu s využitím technologické zkoušky klínovým válcováním (obrácené klínové válcovací zkoušky), tedy válcovatelnost. Pro mezní stav při vyčerpání plastičnosti stanovovali hodnoty šíření, při kterých se na bočním povrchu materiálu začaly projevovat trhliny. K určení okamžiku (stupně deformace), kdy dochází k porušení soudržnosti na bočním povrchu, se autorskému kolektivu podařilo vypracovat metodiku s využitím přístrojové techniky a příslušného vyhodnocovacího softwaru – plynulé měření šířky po délce vývalku, čili v závislosti na stupni deformace. Místo, kde se po délce vzorku mění monotónní (plynulý) vzrůst šířky na nemonotónní (rozkolísaný), se považuje jako místo s prvním výskytem bočních trhlin. Má to svou logiku, neboť trhliny zasahují do hloubi vzorku a jejich okraje zase vystupují z původního půdorysného profilu. Uvedená metodika byla vypracována ve snaze zrychlení a zmechanizování vyhodnocení klínových válcovacích zkoušek. Její

laboratorní aplikaci již autorský kolektiv prověřil i v jiných svých pracích [1, 2].

Možnosti využití klínových válcovacích zkoušek

1. Stanovení mezní deformace do vyčerpání plastičnosti a porušení soudržnosti

Zmechanizování proměřování klínových vzorků, tj. nalezení první trhliny na boku vzorku, vede ke kvantitativnímu vyhodnocení válcovacích zkoušek. Metodiku by bylo vhodné doplnit o kvalitativní posouzení sestávající ze subjektivního vyhodnocení bočního povrchu a vyhodnocení struktury. Tento přístup byl již uplatněn v řadě prací prováděných v laboratorních i poloprovozních podmínkách před 35 až 40 lety a zveřejněn v příslušných výzkumných zprávách a v souhrnné publikaci [3]. V té době nebyla k dispozici ani vhodná přístrojová technika, ani příslušný vyhodnocovací software. Proto se klínové válcovací zkoušky vyhodnocovaly tak, že se vizuálně posuzovaly boční stěny vzorků, na nichž bylo subjektivně stanoveno místo s první trhlinou rozměrově se odlišující od případného běžného povrchového zvrásnění (pokud nastalo), provedlo se proměření tohoto místa na vzorku a vypočetl se příslušný deformační stupeň. Nemohlo tedy dojít k pomnutí či přehlédnutí některého místa s porušením soudržnosti. Byl to poněkud pracný postup, ale měl tu výhodu, že vizuálnímu hodnocení byly vystaveny právě ty plochy vzorku, na nichž se projevovaly tahové deformace, tedy deformace, v jejichž důsledku vznikají trhliny.

Klínové válcovací zkoušky byly provedeny na pracovišti VŠB Ostrava vybaveném pokusnou laboratorní válcovací stolicí duo s jedním pracovním válcem cylindrickým a druhým opatřeným excentrickým kalibrem. Tato stolice byla vybudována již v rámci dřívějších prací a popsána v [4]. Byla využívána na stejném pracovišti, na kterém dnes pracuje autorský kolektiv publikující diskutovaný článek. V literatuře [3] byly uvedeny **mezní deformace** ε u 15 druhů oceli (uhlíkové a vysoko legované oceli austenitického, feritického a dvoufázového typu) dosažené při laboratorních klínových zkouškách za tepla a stanoveny jejich závislosti na teplotě v rozsahu běžných teplot válcování. Zde je mezní deformace vyjádřena obvyklým valčířským vzorcem

$$\varepsilon = \frac{\Delta h}{h_0} \quad (1)$$

kde je Δh úběr tloušťky a h_0 je vstupní tloušťka vzorku. Jiné klínové válcovací zkoušky byly provedeny na

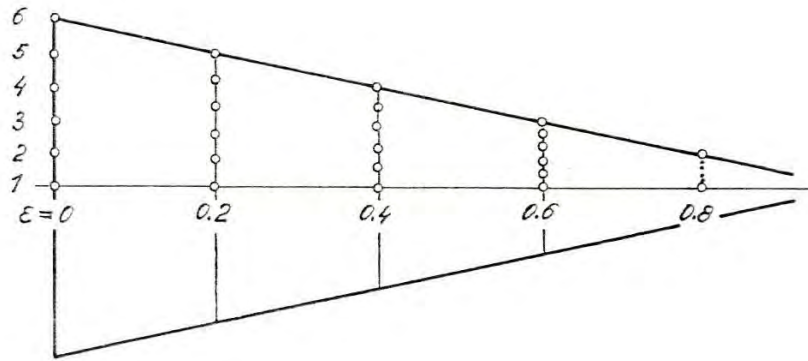
pracovišti VÚHŽ Dobrá vybaveném poloprovozní válcovací stolicí duo se symetrickým excentrickým kalibrem, tj. s kalibrem zhotoveným v obou pracovních válcích. Geometrické poměry této válcovací stolice odpovídaly již rozměrům provozních středních profilových tratí. Byly na ní provedeny obdobné zkoušky, a to u 4 druhů rychlořezných ocelí.

Potud jsou cíle vlastních prací autora tohoto diskusního příspěvku a prací kolektivu autorů diskutovaného článku totožné. K tomu byl také v [3] vytvořen atlas vzhledu bočních trhlin typických pro jednotlivé druhy oceli při všech teplotách válcování.

2. Stanovení hloubky protváření

Technologická tvařitelnost materiálu je komplexní pojem, a proto je nutné ji charakterizovat různými kritérii, nejen maximální deformací do vyčerpání plastičnosti a porušení soudržnosti. Hodnotu maximální deformace poskytují jednoduché zkoušky plastičnosti, jako je např. tahová nebo tlaková zkouška. Klínovou válcovací zkoušku lze s výhodou využít pro studium **proniku plastické deformace**, tj. protváření do hloubky pásma deformace, což je také jeden z ukazatelů komplexně pojaté technologické tvařitelnosti a což je zvláště důležité při tváření licích struktur. U předem tvářených struktur je vhodné vzorky před válcováním vyžít, aby se získala rovnoměrná struktura se zrny, které na výbruse mají přibližně kruhový tvar.

V rámci prací, jejichž souhrnné výsledky pro vybraný okruh ocelí z celé řady výše zmíněných 19 druhů materiálů byly publikovány v [3], byl proveden velký počet klínových válcovacích zkoušek za tepla u austenitické oceli Cr18Ni10Ti – 17246, Cr25Ni20Si – 17255 a rychlořezné oceli MaxSpecMo5 – 19830 s vysokým obsahem molybdenu a wolframu. Obě austenitické oceli měly před pokusným válcováním předem tvářený stav, zatímco slitinová ocel MaxSpecMo5 měla licí strukturu. Na klínových vývalcích byla vyhodnocována střední hodnota průměru, resp. středního rozměru zrna d_s , a tvaru zrna, tj. jeho zploštění vlivem deformace (poměr výšky a délky zrna $\frac{b}{a}$), a to po celé délce vzorku, tedy v závislosti na stupni deformace ε , a po výšce vzorku, tedy v závislosti na proniku plastické deformace, který udává hloubku protváření. Schéma odběru vzorků k vyhodnocení geometrických parametrů ve struktuře a k metalografickým rozborům u vyválcovaných klínů z austenitických ocelí ukazuje obr. 1. Podobné to bylo u rychlořezné oceli.



Obr. 1 Schéma odběru vzorků k proměření struktury vyválcovaných klínů

Vzhledem k velkému počtu zkoušek bylo možno výsledky měření zmíněných geometrických parametrů struktury statisticky vyhodnotit lineární regresí. Výsledkem byly regresní rovnice 2. stupně pro závislost střední velikosti zrna d_s po délce klínového vývalku, tj. v závislosti na deformaci ε

$$d_s = x_0 + x_1 \cdot \varepsilon, \quad (2)$$

po výšce h klínového vyválcovaného vzorku

$$d_s = y_0 + y_1 \cdot h + y_2 \cdot h^2 \quad (3)$$

a pro závislost tvaru, tj. deformace zrna po výšce klínového vývalku

$$\frac{b}{a} = z_0 + z_1 \cdot h + z_2 \cdot h^2 \quad (4)$$

Pro všechny druhy ocelí byly v rov. (2) až (4) stanoveny regresní koeficienty x_i , y_i a z_i , kde $i = 0, 1, 2$, v rozpětí deformačních stupňů 0 – 80 %, v měřených hloubkách od povrchu až do středu vzorků a při teplotě 850 a 1000 °C. Střední odchylky experimentálních hodnot d_s od vypočtených hodnot dle rov. (2) až (4) byly -19,868 % a +14,429 % a u parametru b/a dosahovaly odchylky hodnot -3,087 % a +2,727 %. Tak byly získány

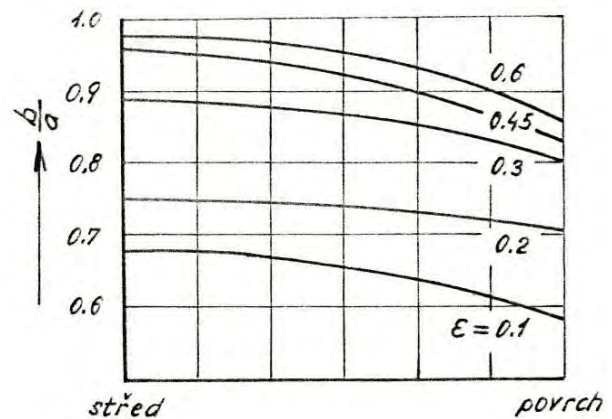
prostorové diagramy průběhu parametru d_s a $\frac{b}{a}$ po délce

klínového vzorku, tj. v závislosti na stupni deformace, a po výšce vzorku od povrchu až k ose. Příklad takového prostorového diagramu pro zkoušenou rychlořeznou ocel uvádí obr. 2, jehož kvalita v tomto diskusním příspěvku je poněkud poplatná prezentačním možnostem v 70. – 80. letech minulého století. Je to závislost deformace tvaru

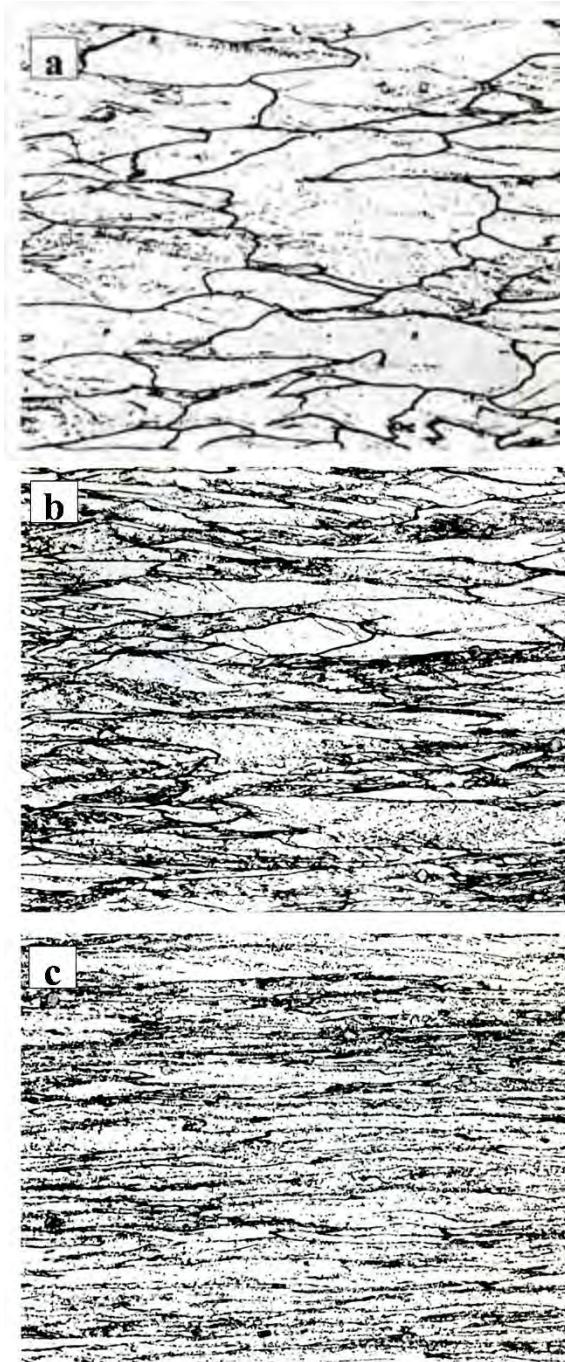
zrna $\frac{b}{a}$ na stupni deformace při válcování ε a na hloubce

měření po výšce vzorku h . Příklad metalografického vyhodnocení struktury klínových vzorků po vyválcování jedné z austenitických ocelí ukazuje obr. 3 a rychlořezné oceli obr. 4. Na obr. 3 je směr válcování ve vodorovné orientaci na fotografii a na obr. 4 má směr válcování na fotografii svislou orientaci. Struktura oceli Cr18Ni10Ti na obr. 3 je tvořena austenitickými zrny. Strukturu oceli MaxSpecMo5 na obr. 4 tvoří sferoidizovaný perlit

s obálkou z ledeburitického karbidu. Na obou příkladech je dobře patrné zmenšování středního rozměru zrn i zvětšení jejich prodlužování, tj. protváření, ve směru k většímu stupni deformace při válcování i ve směru k povrchu klínových vzorků.

Obr. 2 Hloubka protváření vyjádřená poměrem b/a v závislosti na stupni deformace ε a na pozici měření po výšce pásma deformace u oceli MaxSpecMo5 při teplotě 1070 °C

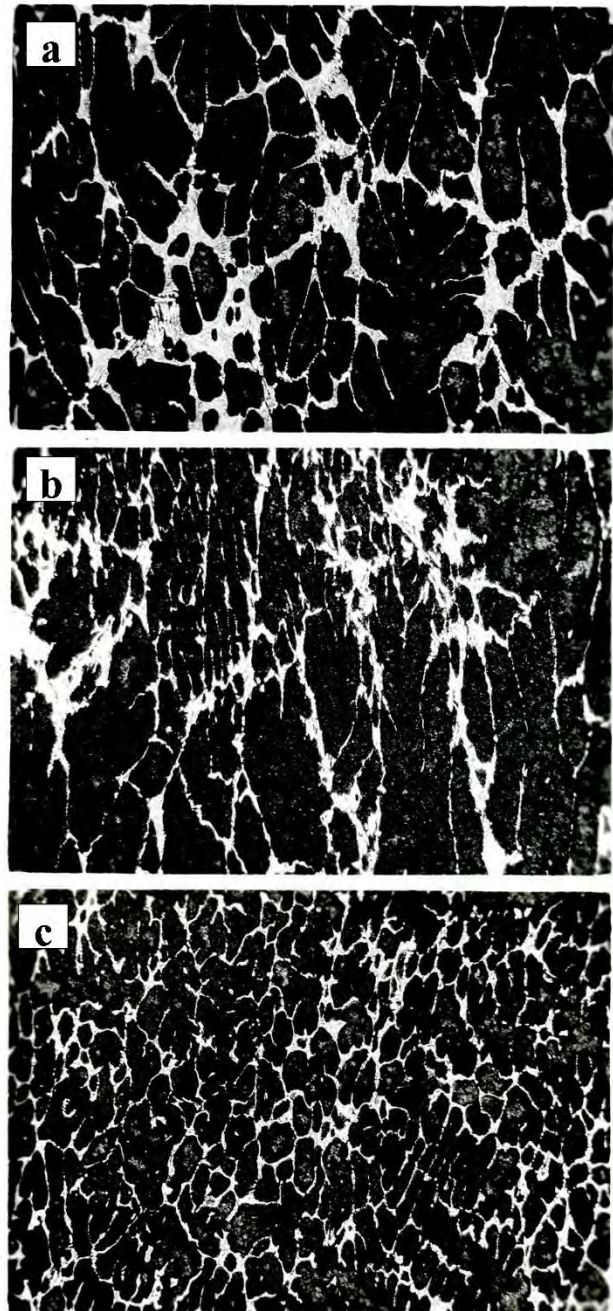
Výsledky statistického zpracování metalografických rozborů mikrostruktury, tj. vyhodnocení proměřených parametrů zrna, byť mají kvantitativní (matematickou) podobu, mohou sloužit jen pro kvalitativní zhodnocení proniku plastické deformace do hloubky pásma deformace. Je to zejména určení trendu deformace struktury po délce i výšce klínového vývalku a stupně polynomu, jímž se průběh deformace řídí. Vlastní kvantitativní vyjádření těchto trendů závisí na druhu zkoušeného materiálu, geometrických parametrech pásma deformace a termodynamických podmínkách válcování. Výsledky mohou být ovlivněny fyzikálně-metalurgickými procesy, které ve struktuře kovu probíhají. Jsou to zejména dynamické uzdravovací procesy, působící již v době přítomnosti kovu ve válcovací mezeře, a způsob fixace struktury těsně po vyválcování, který předurčuje, do jaké míry proběhnou v kovu postdynamické a statické uzdravovací procesy.



Obr. 3 Mikrostruktura oceli Cr18Ni10Ti při teplotě 850 °C a deformaci 80 %, lept. 10% kys. chromovou H_2CrO_4 , zvětš. 500x: a) v ose vývalku, b) v poloviční vzdálenosti mezi osou a povrchem vývalku, c) na povrchu vývalku

3. Stanovení vývoje struktury a fázových přeměn

Jestliže tedy tvařitelnost pojmáme nikoliv jen ve zúženém smyslu jako mezní deformaci (mezní intenzitu deformace), ale komplexně, pak je se studiem tvařitelnosti spojeno i studium strukturních stavů a vývoje struktury v závislosti na celé šíři činitelů včetně času a historie deformace. Přímé uplatnění výsledků (změřených parametrů) z měření mezní deformace, velikosti zrna a hloubky protváření je poplatné



Obr. 4 Mikrostruktura oceli MaxSpecMo5 při teplotě 1070 °C a deformaci 30 %, lept. persíranem amonným $(NH_4)_2S_2O_8$, zvětš. 200x: a) v ose vývalku, b) v poloviční vzdálenosti mezi osou a povrchem vývalku, c) na povrchu vývalku

podmínkám zkoušení (zde válcování), jako je schéma stavu napjatosti, stavu deformace a rychlosti deformace, geometrické parametry nebo velikost strukturních složek ve vztahu k rozměrům zkušební vzorku. Naproti tomu výsledky studia struktury a jejich fázových přeměn jsou univerzální, tedy přímo převoditelné na provozní podmínky běžných tvářecích technologií. **Statické zotavení, statická rekrytalizace i metadynamická rekrytalizace** daného materiálu závisí především na energetické stránce deformace, tj. na intenzitě mezní deformace a intenzitě rychlosti deformace, teplotě a dále na čase pro uplatnění uzdravovacích mechanismů.

Všechny tyto parametry lze při laboratorních nebo poloprovozních zkouškách úspěšně simulovat tak, aby odpovídaly provozním podmínkám u běžných technologických procesů.

Zmíněná práce [3] uvádí výsledky studia uzdravovacích procesů klínovou válcovací zkouškou u vysokolegovaných feritických a austenitických ocelí. Jako kritérium uzdravení struktury byla zvolena jednak deformace zrna, charakterizovaná identickým poměrem

$\frac{b}{a}$ jako při měření hloubky protváření, měřená v ose

vývalku a v 1/6 výšky vývalku blíže povrchu, a jednak změkčení měřené tvrdostí HV 30, a to pro různé podmínky válcování: teploty v rozmezí 850 – 1260 °C, izotermické výdrže po deformaci do fixování struktury zakalením v rozmezí 2 – 200 s. Výsledky měření závislosti zvolených parametrů na stupni celkové deformace, době izotermické prodlevy do zakalení a teplotě válcování ukázaly, že s rostoucí teplotou se

zvysuje parametr $\frac{b}{a}$, což svědčí o rozvinutějším

uzdravení struktury po deformaci. Je to v souladu s výsledky řady autorů, kteří je získávají vesměs jednoduchými zkouškami plastičnosti.

Velikost geometrického parametru $\frac{b}{a}$ (jakož i parametru

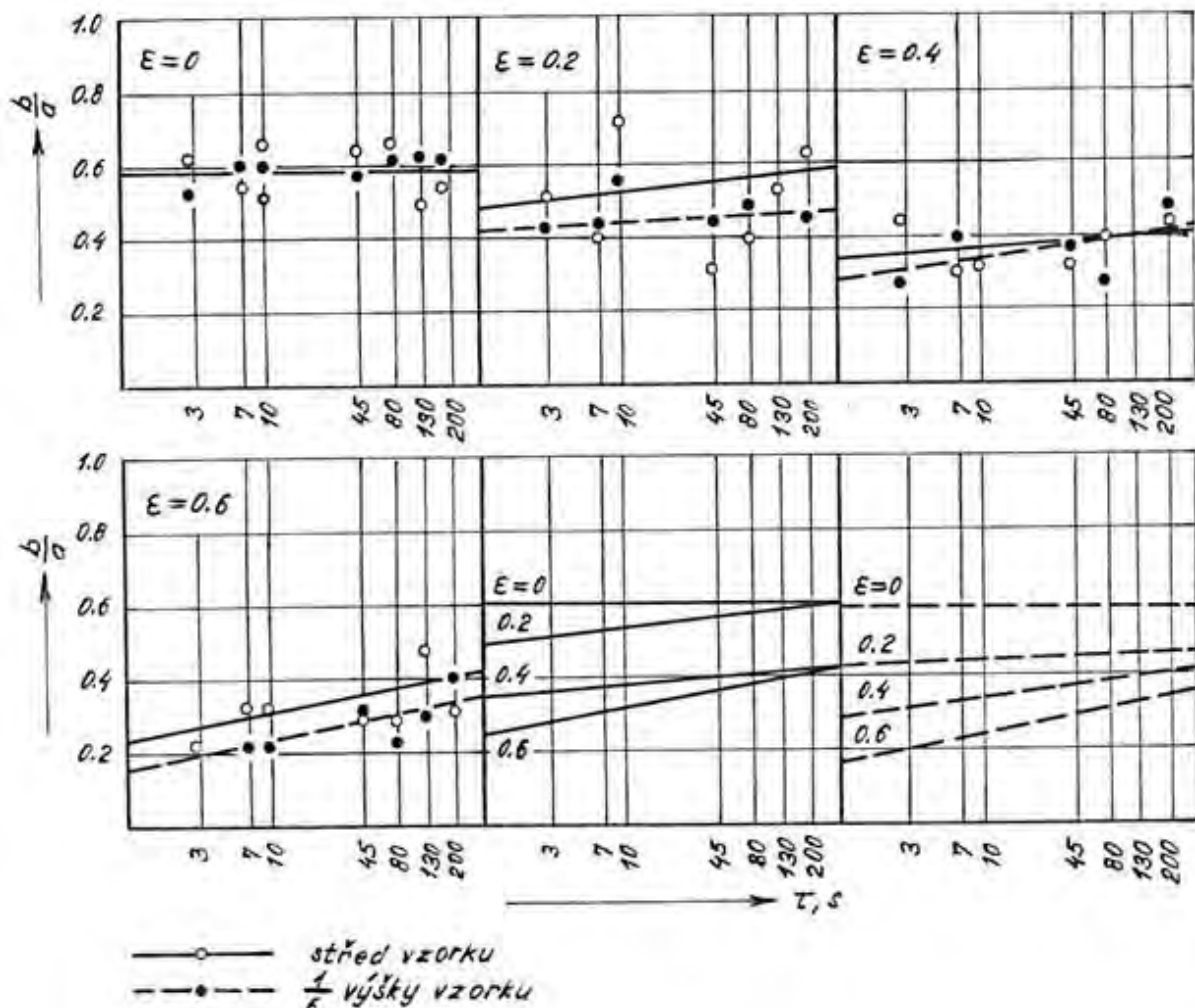
d_s) se v řadě případů po výšce vývalku vyrovnává, jak plyne z porovnání změřených hodnot v ose vývalku a v 1/6 výšky blíže povrchu. To svědčí o tom, že v okrajových oblastech, v nichž je struktura více protvářena (snadnější pronik plastické deformace), dochází k dokonalejší relaxaci deformačního zpevnění než ve středových oblastech. Je to tedy ve shodě s prokázáním příznivého vlivu deformace na relaxaci zpevnění jednoduchými zkouškami plastičnosti v řadě prací v tomto oboru. Jako příklad uzdravení struktury postdynamickým zotavením a statickou rekrytalizací

uvádí obr. 5 závislost parametru $\frac{b}{a}$ na délce izotermické

prodlevy do zakalení a na celkové deformaci u austenitické oceli Cr18Ni10Ti při teplotě válcování 1000

°C. Čím větší hodnoty nabývá geometrický poměr $\frac{b}{a}$,

tím více se struktura uzdravuje. Deformovaná vláknitá struktura se totiž zrovnoměrňuje, čili rozdíly ve velikosti podélných a příčných rozměrů zrn se snižují.



Obr. 5 Uzdravení struktury oceli Cr18Ni10Ti válcované při teplotě 1000 °C v závislosti na izotermické prodlevě τ a celkové deformaci ϵ

Lineární regresí experimentálních výsledků bylo možno stanovit závislost poměru $\frac{b}{a}$ na době izotermické výdrže do zakalení τ po deformaci $\varepsilon = 0 - 60\%$, a to zvláště pro středové oblasti vývalku

$$\frac{b}{a} = p_0 + p_1 \cdot \log \tau \quad (5)$$

a zvláště pro okrajové oblasti vývalku

$$\frac{b}{a} = r_0 + r_1 \cdot \log \tau \quad (6)$$

Z regresních koeficientů p_i a r_i , kde $i = 1, 2$, v rov. (5) a (6) jsou na obr. 5 vykresleny regresní přímky. Jako u každé poloprovozní zkoušky, jsou i zde měřené hodnoty zatíženy velkým rozptylem. Míra rozptylu je patrná z velikosti korelačních koeficientů, které v rov. (4) měly hodnotu $0,1783 - 0,6384$ a v rov. (5) dosahovaly hodnoty $0,4831 - 0,7676$. I přes značné rozptyly experimentálních výsledků mají hodnoty získané klínovou válcovací zkouškou dobrou vypovídací schopnost.

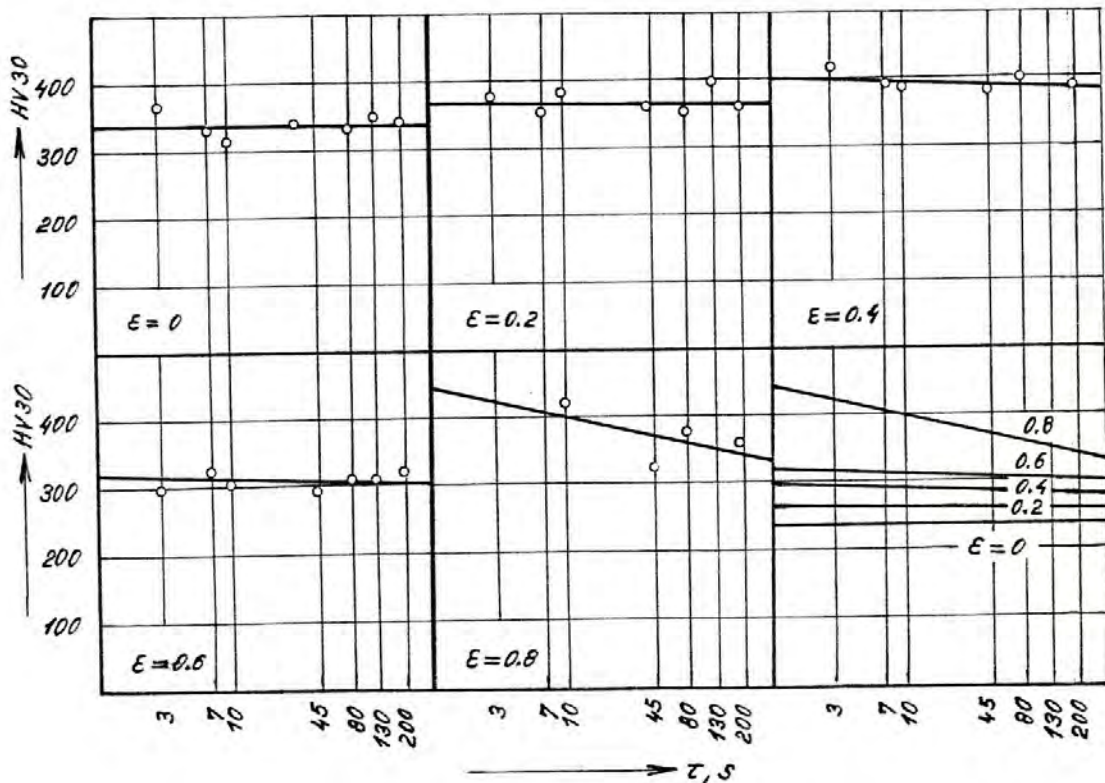
Potvrzuje to studium druhého kritéria uzdravení, a to tvrdost HV 30 měřená za normální teploty. Její průběh v závislosti na délce izotermické prodlevy do zakalení a na celkové deformaci u stejné austenitické oceli Cr18Ni10Ti při teplotě válcování $1000\text{ }^\circ\text{C}$ znázorňuje obr. 6. Výsledky ukazují, že tvrdost se zvětšuje se zvyšujícím se stupněm deformace. Po vysoké deformaci tedy zůstává ve struktuře zpevňující napětí, a to jak bezprostředně po válcování, tak ještě i po izotermické prodlevě. Čím delší je izotermická prodleva do zakalení, tím menší jsou rozdíly v tvrdosti, což odpovídá úloze statické rekrytalizace. Lineární regresí byla stanovena závislost tvrdosti na izotermické prodlevě do zakalení po deformaci $\varepsilon = 0 - 80\%$ ve tvaru

$$HV30 = s_0 + s_1 \cdot \log \tau \quad (7)$$

Výsledky byly zatíženy chybou odpovídající regresnímu koeficientu v rozmezí $0,2921 - 0,4510$. Průběhy obou

kriterií uzdravení struktury, a to parametru $\frac{b}{a}$ i tvrdosti

HV 30, však spolu dobře korespondují.



Obr. 6 Změkčení struktury oceli Cr18Ni10Ti válcované při teplotě $1000\text{ }^\circ\text{C}$ v závislosti na izotermické prodlevě τ a celkové deformaci ε

Z výše uvedených příkladů, které reprezentují jen malou část rozsáhlého výzkumného projektu řešeného v dřívějších letech, vyplývá, že klínové válcovací zkoušky je vhodné využít nejen pro studium mezní deformace, ale s velkou výhodou též pro studium fyzikálně metalurgických dějů v průběhu deformace a po ní, a tak vhodně doplnit jednoduché zkoušky

plastičnosti. Výsledek je pak získání obrazu o komplexně pojaté tvařitelnosti materiálu.

Kromě metodiky vyhodnocování obrácených klínových válcovacích zkoušek vyvinul autorský kolektiv diskutovaného článku a dalších publikací [1, 2] modifikované válcovací zkoušky se stupňovými vzorky, jejichž tloušťka se po délce skokově mění od nejmenší po

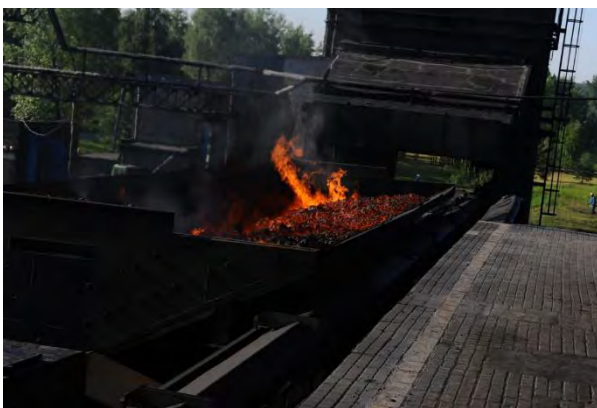
největší, jak znázorňují ilustrativní nákresy v [5, 6]. Tím se po průchodu vzorků mezi hladkými válci docílí stupňovitěho průběhu deformačního stupně od minima k maximu. Odhlédneme-li od nesprávně znázorněného nárysu stupňových vzorků v obou uvedených literárních zdrojích, tak vyvstává ještě jedna problémová otázka. Je to vznik přechodových stavů v okamžiku při průchodu jednotlivých úseků vzorku s rozdílnou tloušťkou vstupní rovinou válcovací mezery (přechodu úseku vzorku s jednou tloušťkou na další úsek s větší tloušťkou). Přechodové stavy se pak projeví nestabilitou průběhu válcovací síly a krouticího momentu [7 - 9]. Rozkolísání průběhu válcovací síly a krouticího momentu může doznívat po dlouhou dobu a může zabrat celý úsek vzorku s danou konstantní tloušťkou.

Autor diskusního příspěvku přeje pracovnímu týmu, který zpracoval diskutovaný článek a další publikace [1, 2, 5, 6] mnoho zdaru v rozvíjení metodiky zkoušení technologické tvařitelnosti. Zejména pak doporučuje zahrnutí co největšího počtu nejen kvantitativních, ale zejména i kvalitativních hledisek do vyhodnocování experimentů, čili co největší vytěžení výzkumného a zkušebního potenciálu klínových válcovacích zkoušek po vzoru dříve prováděných prací. Doporučuje tedy, aby do svých zajímavých výzkumných záměrů zahrnul také studium fyzikálně-metalurgických jevů s využitím poloprovozních zkoušek, jako velmi vhodné metody doplňující jednoduché zkoušky plastičnosti.

Literatura

- [1] SCHINDLER, I.: Deformační chování slitiny AlMg_{4,5}Mn_{0,7} za tepla. *Hutnické listy*, roč. LXVII, 2014, č. 4, s. 4-10, ISSN 0018-8069
- [2] SCHINDLER, I.: Application of the Wedge Test by Hot Rolling at Research of Deformation Behaviour of the Stainless High-nitrogen Steels. *Hutnické listy*, roč. LXII, 2009, č. 6, s. 8-12, ISSN 0018-8069
- [3] POČTA, J.: Využití klínové válcovací zkoušky ke studiu tvařitelnosti oceli za tepla. *Hutnické aktuality*, roč. 31, 1980, č. 3, 49 s.
- [4] ENDRLE, M.: Možnost použití klínové zkoušky k hodnocení tvařitelnosti oceli za tepla. *Hutnické listy*, roč. XXI, 1966, č. 7, s. 477-480
- [5] DROZD, K. aj.: Properties of HSLA 100 Steels. *Hutnické listy*, roč. LXIII, 2010, č. 6, s. 47-50, ISSN 0018-8069
- [6] KLIBER, J. aj.: HSLA 100 Steel – its Properties upon Severe Hot Deformation. *Hutnické listy*, roč. LXIV, 2011, č. 6, s. 5-10, ISSN 0018-8069
- [7] STÝBLO, K.: Dynamika válcovací stolice. *Hutnické listy*, roč. XXII, 1967, č. 12, s.833-840
- [8] HAJDUK, M. aj.: Vliv záběrových podmínek na torzní rozkmitání pohonové soustavy válcovací stolice. *Hutnické listy*, roč. XXIII, 1968, č. 4, s. 251-256
- [9] POČTA, J. aj.: *Měření mechanických parametrů na kvartu 3,5 k získání podkladů pro návržení řídicího systému*. (Dílčí zpráva státního výzkumného úkolu P 04-123-023-04 Automatizace řízení válcovacích tratí), VÍTKOVICE, Ostrava, 1973

Rekonstrukce hasicí věže v kunčické koksovně



Hasicí vůz s koksem na cestě k hasicí věži, současný stav

Společnost ArcelorMittal Ostrava podepsala smlouvu s dodavatelem dalšího ekologického projektu na své provozy. Po investicích na aglomeraci a vysokých pecích se letos huť rozhodla investovat ještě do ekologizace koksovny, kterou čeká přestavba hasicí věže dvou koksárenských baterií: KB č. 1 a 2 s pýchovaným provozem. Investici v hodnotě 34,5 mil. Kč zhotoví

specializovaná firma Hutní projekt Frýdek-Místek, se kterou huť nyní připravuje projektovou dokumentaci pro stavební povolení. Stejně jako ostatní podpůrné projekty, i přestavba hasicí věže musí být spuštěna do konce roku 2015. Předání hotového díla je naplánováno na listopad 2015 po předchozích garančních zkouškách.

Ekologizace hasicí věže sníží množství vypouštěných tuhých znečišťujících látek pod limity Evropské unie. Evropská unie stanovila pro koksovny limit vypouštěného prachu pod 25 g/t vyrobeného koksu. Nová investice množství vypouštěného prachu sníží pod 18 g/t. Za snížení množství vypouštěného prachu hluboko pod stanovené limity poskytla Evropská unie na tento projekt 50% dotaci.

Hasicí věž slouží ke zchlazení čerstvě vyrobeného koksu vytlačeného z koksovacích komor v koksárenské baterii. Koks po vytlačení z komory dosahuje teploty 1000 až 1100 °C a na vzduchu začíná ihned hořet. Hasicí vůz na vagonovém podvozku jej doveze pod hasicí věž, která žhavý koks skropí vodou a zchladí cca na 300 °C a tím zabrání jeho hoření.

Prach uvolněný z koksu a zachytávaný vodní párou, vznikající při styku skrápěcí vody se žhavým koksem, jímají v hasicí věži v dnešním provedení dřevěná lamely, které brání průchodu pevných částic. Nově bude v průřezu hasicí věže nainstalován dvouvrstvý komůrkový systém o rozměrech 100 x 100 x 25 cm, který posílí zachyt prachu ve vodní páře, aniž by omezil účinnost hašení a průtok vody. Navíc bude hasicí věž zvýšena o 4 m, aby byly zajištěny potřebné tahové podmínky. Nová ekologická opatření v úseku hasicí věže tedy posílí a zefektivní zachytávání prachových částic, které vznikají při chlazení žhavého koksu, když se chladicí voda mění na páru.

Součástí investice je také výměna obložení hasicí věže a stavba nových, nerezových nádrží na vodu. Obložení bude opět ze dřeva, ale v novém provedení z modřínového dřeva. Pouze speciálně naimpregnované dřevo totiž dokáže vydržet tak extrémně vysoké teploty a rychlé teplotní změny. Kazetový způsob opláštění umožní snadný přístup do všech částí hasicí věže pro případné opravy, údržbu a čištění.

Z technologického i bezpečnostního hlediska rekonstrukce hasicí věže představuje unikátní stavební projekt. Provoz koksovny se totiž během výstavby nemůže zcela zastavit, a proto jsou po dobu 33 dní naplánovány pravidelné, osmihodinové odstávky. Pouze během nich může probíhat výstavba a stavební práce

musí postupovat tak, aby činnost koksovny negativně neovlivnily.



Vychlazený koks po vyhašení v chladicí věži

Letošní rok je pro ostravskou huť rokem ekologizace a modernizace. Napříč provozy se staví nová zařízení k omezování emisí celkem za 3 mld. Kč, která budou uvedena do provozu do konce tohoto roku. Dohromady zachytí více než 510 t prachu ročně.

red. [podle zdroje: tisková zpráva ArcelorMittal Ostrava, B. C. D, 14. 5. 2015]

Svařování mostu přes Rýn na A40 24 hodin denně

Allgemeine

7. 4. 2015

Celý Duisburg mluví již o týdny trvajícím opravě mostu přes Rýn. WAZ nahlédlo pod pokličku a pozorovalo svářeče, kteří znovu zprovozňují most na dálnici A40 přes Rýn zbudovaný v r. 1970. Ve dvou směnech jsou odstraňovány praskliny pod šikmými vzpěrami. Původně to mělo trvat 5 týdnů. Důvodem pro zpoždění je kvalitativně špatná ocel, s mnoha nečistotami a vměstky na bázi manganu, síry, fosforu. Tyto vměstky způsobily, že první použitá svařovací metoda s plněnými drátovými elektrodami nefungovala. Místo, aby se odstranily staré praskliny, tvořily se stále nové. Teprve až začalo pracovat jiným způsobem, s bazickými elektrodami, začala být sanace úspěšná.

Nový neklid v ocelářském regionu

tageblatt.lu

11. 4. 2015

Indický průmyslník Tata prodává svoji evropskou výrobu dlouhé válcované oceli. Postižen je výrobce kolejnic v Hayange v Lotrinsku, kupcem je americký obchodník Gary Klesch. Tata platil doposud v ocelářské oblasti Hayange za přátelského Inda, který investuje. Naproti tomu Lakshmi Mittal byl popisován jako zlý vlastník, který nechal vysoké pece v Hayange/Florence vyhasnout. Tata vyrábí v Hayange kolejnice pro francouzské dráhy SNCF. Tato výroba vytěžuje ocelárnu z 80 %. Indický multikoncern však ztratil chuť v Evropě v dlouhé válcované oceli dále podnikat, protože v roce 2012 divize dlouhé oceli způsobila 884 mil. € ztráty. Jedinou výjimkou byl závod v Hayange. Celkem v devíti evropských závodech koncernu, vyrábějících dlouhou válcovanou ocel, pracuje 6 500 zaměstnanců a v Hayange pracuje 450 zaměstnanců. Největší obavy vyvolává osoba kupce. Gary Klesch je známý tím, že podnik koupí, vybrakuje a potom pošle do konkursu.

ze spolkové činnosti a odborných akcí

31. celostátní konference „Teorie a praxe výroby a zpracování oceli“

Ve dnech 9. – 10. dubna 2015 se konala ve Wellness Hotelu Energetic v Rožnově pod Radhoštěm tradiční, již 31. celostátní konference s mezinárodní účastí s názvem „Teorie a praxe výroby a zpracování oceli“.

Konference se zúčastnilo celkem 80 odborníků, z toho 1 účastník z Německa, 10 účastníků ze Slovenské republiky. Přítomní odborníci byli celkem z 32 podniků a organizací, 2 vysokých škol a 2 výzkumných ústavů. Celkem bylo předneseno 15 odborných referátů.

Vlastní přednášky se zabývaly hlavně:

- technologiemi primárních výrob oceli
- plynulým odléváním oceli
- sekundární metalurgií
- odléváním ingotů

a dalšími tématy úzce navazujícími na primární výrobu a zpracování oceli v oblastech:

- vnitřní čistoty, kvality oceli
- fyzikálního a numerického modelování procesů
- struskových režimů při výrobě a aplikaci nových struskotvorných směsí
- využití žárovzdorných materiálů
- nákladovosti řízení a optimalizace výrobních procesů

Mnohé z přednášek prezentovaly výsledky projektů podporovaných operačními programy vědy a výzkumu Ministerstva průmyslu a obchodu ČR, Technologické agentury ČR a Ministerstva školství, mládeže a tělovýchovy ČR. Prezentaci doprovázela bohatá diskuse, která probíhala i v rámci společenského setkání.



Pracovní předsednictvo konference

Organizační výbor konference

Organizační změny v České hutnické společnosti

Od 1. 1. 2015 vstoupila v platnost novela Občanského zákoníku č. 89/2012 Sb. a zákona č. 304/2012 Sb. o veřejných rejstřících právnických a fyzických osob. Tyto legislativní úpravy nově vymezují postavení a povinnosti občanských sdružení, tedy i České hutnické společnosti. Zjednodušeně lze tuto transformaci nazvat přechodem od společností ke spolkům.

Česká hutnická společnost v rámci toho provedla transformaci podnikové pobočky České hutnické společnosti Třineckých železáren, a.s. a celostátní hutnické společnosti do jednoho celku za účelem zjednodušení a zprůhlednění organizační struktury Hutnické společnosti a taktéž z důvodu, že se ve všech ostatních podnicích mimo skupinu TŽ-MS Hutnické společnosti rozpadly.

Transformace ČHS nemá vliv na členství. Došlo pouze ke sloučení, resp. převolení členů představení a revizních komisí. Právní postavení a identifikace ČHS, tzn. IČO, DIČ a zápis ve spolkovém rejstříku a s tím spojené další skutečnosti a vztahy, zůstaly nezměněné.

Dle nového Občanského zákoníku úprava Stanov ČHS obsahuje i změnu názvu na:

Česká hutnická společnost, z.s.

Zkratka pak bude ČHS, z.s. Jiné věcné změny kromě sloučení ČHS do jednoho celku a přejmenování sdružení na zapsaný spolek úprava stanov neobsahuje.

V rámci působnosti Českého svazu vědeckotechnických společností, kde ČHS patří k zakládajícím členům této společnosti, chceme v letošním roce, kdy je 25. výročí založení ČSVTS, prezentovat naši hutnickou společnost jako konsolidovanou stavovskou organizaci.

*Ing. Jan Kobielsz
předseda ČHS*

17. ročník Hutnických pivních slavností



Představenstvo České hutnické společnosti, z.s. organizovalo již 17. ročník Hutnických pivních slavností. Tyto slavnosti se uskutečnily v pátek 15. 5. 2015 v jídelně Střední odborné školy Třineckých železáren, a.s. v Třinci-Kanada. Jako každý rok, i letos byly Hutnické pivní slavnosti pořádány ve spolupráci s Třineckými železárnami a za podpory několika desítek sponzorů z regionu, z nichž generálním sponzorem byla společnost Primetals Technologies.

Odpoledne bylo plné recese, humoru a kvalitního piva Radegast. Vedle představitelů vedení Třineckých železáren a členů ČHS přijala pozvání řada hostů. Přijeli zástupci polských družebních hutí, spolupracující pracovníci z VŠB-Technické univerzity Ostrava i zástupci pivovaru Radegast.

Slavnost tradičně řídilo Velké a neomylné prezidium v čele Jaroslavem Raabem. K zábavě přispělo Hutnické naivní pivní divadlo s principálem Lubošem Kubíkem novými satirickými scénkami ze života. Došlo také k pasování dvou mladých členů ČHS generálním ředitelem TŽ Janem Czudkem do Cechu hutnického. Nechyběla přednáška o vlivu Járy Cimrmana na rozvoj hutnictví ve zdejší kraji a letos také přišla na pořad dne výuka správného čepování piva samotným vrchním sládkem Radegastu Zdeňkem Baszczynskim. Na dodržování pravidel dohlížela pozorná pivní policie, která nedala příležitost k tomu, aby pivní sklenice vyschly. Zkrátka, až do podvečera vládla skvělá nálada.

*Ing. Luboš Kubík
místopředseda ČHS, z.s.*

nová literatura

Manfred Spitzer

Digitální demence

(překl. František Ryčl)

(Recenze Ing. RNDr. Bohumil Tesařík)



Jak připravujeme sami sebe a naše děti o rozum. Digitální média způsobují závislost, poškozují paměť, berou duševní práci a pro potřeby vzdělávání jsou tedy naprosto nevhodná. "Vzdělání není pouhým nashromážděním jednotlivých vědomostí, jako není těstem mouka, voda, sůl, kvasnice atd. dohromady naházené." (cit. T. G. Masaryk.) "Dříve opěvované demokratizační vlastnosti internetu se vytrácejí. Na internetu je snadné stát se ve vlastních očích hrdinou." (cit. Týdeník A2, č.4/2015.)

Digitální média (počítače, smartphony, herní konzole, notebooky a v neposlední řadě i televize) jsou již trvalou součástí naší kultury. Zvyšují nám výkonnost práce,

nevykonává náš mozek, který nedokáže jen jedinou věc – neučit se. Kdo podporuje jejich plošné zavádění do škol, ten by měl nejprve podat důkaz o jejich pozitivních účincích. Takový dostatečný důkaz však neexistuje, naopak četné studie dokládají, že moderní informační technika výuku ve školách, počínaje mateřskými a konče vysokými, vede k povrchnějšímu myšlení, rozptyluje pozornost a navíc má různé nežádoucí vedlejší účinky, sahající od pouhé poruchovosti až po vyhledávání dětské pornografie a násilí.

usnadňují život a představují velký zábavný faktor. Náš moderní svět – od zásobování, přes mobilitu a veřejnou správu až po zdravotnictví – by se bez digitálního zpracovávání informací zhroutil. Nemůže nám tedy jít o to, abychom média porazili nebo dokonce odstranili. Ale současně také víme jedno: digitální média nás zbavují vykonávání duševní práce, mají vysoký závislostní potenciál a v dlouhodobém horizontu poškozují tělo a především mysl, škodí tedy lidskému organismu. To, co jsme dříve prováděli jednoduše pomocí vlastního rozumu, nyní obstarává vyspělá technika. Jakmile však přestaneme vyvíjet duševní úsilí, ochabuje nám paměť. Nervové spoje v mozku odumírají a ty nové nepřezijí, protože jich není třeba. U dětí a mladistvých vinou digitálních médií dramaticky klesá schopnost učení a výsledkem jsou poruchy pozornosti a čtení, úzkost a otupělost, poruchy spánku a deprese, nadváha, sklony k násilí a celkový úpadek společnosti. Vzniká začarovaný kruh sestávající ze ztráty sebekontroly, postupného duševního i tělesného úpadku, sociálního sestupu, osamění a stresu; snižuje se kvalita života a dochází až k digitální demenci.

Mezinárodní šetření PISA, které shromáždilo údaje o více než 300 000 patnáctiletých žáků, ukazuje, že ti, kteří nejvíce využívali ve škole osobní počítač, mají také v průměru ty nejhorší školní výsledky. A protože tradiční školský systém zatím nedokáže změřit rozvoj nových dovedností v oblasti informatiky, je podle zmíněného šetření informační "překlikávání", k němuž digitální technologie vedou, nejvýznamnějším faktorem pro ztrátu schopnosti dlouhodobého soustředění.

Počítače zpracovávají informace, stejně jako učící se lidé. Z toho se mylně vyvozuje, že jsou ideálními učebními pomůckami. Právě proto, že nám digitální média usnadňují duševní práci, nehodí se ve školní výuce ke zvyšování kvality vzdělávání. Přeneseme-li intelektuální práci na digitální média, pak už ji

To vše s sebou nese nezměrné nebezpečí, říká jeden z nejvýznamnějších německých badatelů v oblasti neurovědy, vedoucí univerzitní psychiatrické kliniky v Ulmu a hostující profesor na Harvardu Manfred Spitzer. Má již na kontě řadu vydaných knih (Učení: Výzkum mozku a škola života; Pozor, obrazovka! Elektronická média, vývoj mozku, zdraví a společnost; Mentální síla), především však titul "Digitální demence", který při svém prvním vydání v Mnichově v roce 2012 vzbudil v Německu i anglosaském světě mimořádný ohlas a často rozporuplné reakce jak mezi rodiči a pedagogy, tak i v odborné veřejnosti. "Digitální demence – takový nesmysl!" reagovali kritici, ačkoliv si během okamžiku mohli vygooglovat na internetu asi 8 tisíc německých a 38 tisíc anglických odkazů. Jen v Německu se prodalo 200 000 výtisků tohoto bestselleru a práva na vydání

byla prodána zatím do devíti zemí, mezi které patří také Česká republika. V překladu Františka Ryčla ji pohotově vydalo nakladatelství Host (Brno 2014., 1. vyd., 343 s., ISBN 978-80-7294-872-7). Profesor Spitzer patří mezi ty autory populárně naučné literatury, kteří mají vzácnou schopnost zprostředkovávat čtenářům vědecké výsledky zábavnou a názornou formou. Po několikastránkovém úvodu s názvem "Ohlupuje nás Google?" předkládá a obhájí v následujících 14 kapitolách základní tézi: Počítače k lepšímu vzdělání mladých lidí vůbec nepomáhají, nýbrž jim v něm dokonce překážejí nebo v nejlepším případě na něj nemají žádný vliv. Internet je plný negativních sociálních kontaktů, sahajících od předstírání, že jste někdo jiný, přes podvádění až k závažné kriminalitě. Lže se, šikanuje, okrádá, vyvolává se agresivita, štvě se a hanobí. Koho pak udivuje, že sociální sítě způsobují u mladých uživatelů především osamělost, deprese a nedostatek sebeovládání. To samozřejmě vyvolává otázku, proč se nikdo tomu každodennímu ohlupování nebrání? Autor je přesvědčen, že odpověď je celkem prostá. Existuje mnoho lidí, kteří digitálními produkty vydělávají spoustu peněz a kterým je osud druhých, včetně dětí, zcela lhostejný. Lze to srovnat s výrobcí a obchodníky se zbraněmi či producenty prokazatelně

smrtících tabákových výrobků, využívajících všech možností masového působení reklamy na chování spotřebitelů. A právě tak si počínají i velké koncerny ovládající trh s digitálními médii; Intel, Apple, Google a další globálně působící mamutí společnosti potřebují vydělávat, a proto lobbují, podobně jako před časem lobby kuřácké. Překrucují fakta, zamlžují a zatemňují. A dokud se nikdo nevzrušuje, nic se nestane. Za velice povážlivý považuje profesor Spitzer fakt, že zřejmě dokonce ani učitelé nepochopili, co vlastně znamená učit se – osvojovat si vědomosti samostatně, kriticky je ověřovat, zvažovat, ověřovat prameny, skládat jednotlivé dílky do smysluplného celku.

Co tedy lze dělat a jak knihu využít? Začít se dá tím, že problém nebezpečí digitální demence vezme na vědomí více lidí, pro které jsou v publikaci nastíněné konkrétní návrhy, co mohou v této situaci udělat, jednak sami pro sebe, jednak pro svoje děti a všechny ostatní spoluobčany. Vytvoří se také u nás, podobně jako v jiných zemích, vlna kritiky autora a jeho knihy? I to však znamená první krok k nutným změnám a omezením v tomto konzumním způsobu života bez nutnosti vykonávat v něm duševní práci.

T. Bujna, D. Müller, J. Bloudek, S. Kubátová

Spojovat či rozdělovat? Organizování, koordinování a sdílení informací

(Recenze Ing. RNDr. Bohumil Tesařík)



Další svazek ediční řady Action Learning – praktický management: Spojovat nebo rozdělovat organizace a jejich informační systémy? Jak se rozhodnout?

"Komunikace ve skupinách je složitější proces, než si myslíme ..., ale většinou o něm moc nepřemýšlíme, necháme to jen tak plynout ... V týmu by se měli všichni vyjádřit (vždyť jsou si rovni) ..., a tak se mluví a mluví a názory se kupí jeden za druhým – jako stoh slámy ... a když je názorů hodně, lidé nevědí, co s nimi ... a začnou "zlobit" ..., odbíhají od tématu, argumentují, nesouhlasí, mlčí, někdy rezignují ... a ono to nejde, komunikace se zadržává, řešení jsou v nedohlednu." (cit. úryvky z brainstormingu studentů MBA)

Nejčastějšími tématy, jimiž se zabývají knihy o managementu, bývá marketing, strategie, finance nebo řízení lidských zdrojů. V poslední době se do

popředí dostaly i tzv. měkké dovednosti (lidské dovednosti v oblasti chování, tj. schopnosti komunikovat, společně pracovat, jednat, řešit konflikty, organizovat, rozhodovat apod.). Tak se setkáváme s publikacemi, které se soustřeďují na mezilidské vztahy, interpersonální dovednosti nebo motivaci a vedení lidí.

Překvapivě málo knih se však zabývá oborem, který se obecně nazývá organizační struktura firmy. Je to systém, jak v organizaci rozdělit lidem úkoly a následně zkoordinovat výstupy jejich práce, aby bylo dosaženo požadovaného výsledku. Manažeři se na různých seminářích, školeních a dalších vzdělávacích akcích dozvídají spoustu zajímavých, většinou teoretických, poznatků, které však již nezvládnou aplikovat do reálného života. Tento neúspěch nebývá výsledkem jen jejich neschopnosti, ale je způsoben hlavně tím, že ne všechny modely z literatury jsou vhodné do každé firmy a za každé situace. Tyto často opakované zkušenosti pak způsobí, že manažeři nemají čas na další vzdělávání,

protože musí pracovat a řešit každodenní problémy. Vlastně přestanou věřit, že učení je to, co jim pomůže k lepším výsledkům. Tento přístup k manažerskému vzdělávání může změnit jednoduchý princip učení – Action Learning (AL), podle kterého nenastává učení v okamžiku, kdy umíte zopakovat přečtené a prostudované, ale v okamžiku, kdy pomoci vlastního projektu něco zlepšíte, vyřešíte reálný a akutní problém.

Asi nejstručnější definice metody AL říká, že je to učební proces, ve kterém se využívá řešení reálných problémů studentů k rozšiřování jejich znalostí. Rozdíl mezi akademickým studiem a metodou AL spočívá v tom, jakým způsobem student prokazuje, že se něco naučil: u akademického studia je to většinou teoretická zkouška U metody AL je to prokázání schopnosti nově nabytý poznatek využít v praxi při řešení reálné situace. Duchovním otcem tohoto typu aktivního učení byl již před téměř 70 lety americký specialista v oboru vzdělávání dospělých Reginal Revans, který také tento pojem zavedl. Dnes se metoda AL v institucionálním prostředí, resp. v životě podnikových a jiných organizací, postupně prosazuje jako jeden z neúčinnějších a z hlediska nákladů nejúspornějších nástrojů řešení problémů, rozvoje vůdčích schopností, budování týmů a transformování organizací.

Díky spolupráci nakladatelství Management Press, člena skupiny Albatros Media, a týmu lektorů TC Business School (Bujna, T., Müller, D., Bloudek, J., Kubátová, S.), kteří metodu AL aplikují již řadu let při studiu MBA, ale také v programech rozvoje managementu v podnicích, vznikla ediční řada "Action Learning – praktický management". Její nejnovější, v pořadí již pátý svazek "Spojovat či rozdělovat? Organizování, koordinování a sdílení informací" (1. vyd., Praha, 2015, 252 s., ISBN 978-80-7261-278-9) se zabývá organizační

strukturou firmy, tedy možnostmi, jak ve firmě co nejeфекtivněji rozdělovat úkoly a koordinovat provádění i výstupy práce. Proces organizování a koordinování pojímají autoři jako významný manažerský nástroj, který může přinést zásadní zlepšení ve sdílení informací, tahu na výsledek, spolupráci mezi odděleními i v jiných strategických oblastech, a to za předpokladu, že k němu budou manažeři přistupovat odpovědně, prozíravě a tvůrčím způsobem. Po nezbytném úvodu je další text rozdělen do dvou částí: I. Jak uspořádat organizace (Spojovat či rozdělovat? Struktury a kultury – nedělitelná symbióza, Organizování a koordinace úkolů a lidí – proč se tím zabývat, Jaké vlivy určují volbu organizačního uspořádání, Prvky organizačního uspořádání, Koordinační mechanismy a kultura organizace, Procesy, projekty, týmy – co použít jako páteř struktury, Vlastnictví procesů a projektů, Uspořádání řídicích činností v organizacích) a II. Řízení informací (Informace, data, znalosti – není to totéž?, Jak vybudovat informační systém? Řízení a sdílení informací v různých typech organizací).

Knihy je určena těm manažerům na všech úrovních řízení, kteří věří, že nové úvahy nad starým tématem jim odkryjí možnosti, jak zvýšit výkony jejich organizací a současně jak v práci překonat velkého nepřítele dobrých výkonů – nudu. Podaný pohled na organizování lidí a úkolů, na koordinaci a s nimi spojené potřeby řízení informací, které bude možno promítnout do reálného života a které umožní "vytvořit ... taková společenství a organizace, které všem svým členům umožní plně využít svého potenciálu". Již odedávna je známo, že nejlépe pracují lidé, které "to baví". Vhodným sestavením organizace lze dokázat takový pocit v sobě i ve svých lidech posílit.

David Jones

Společensky odpovědné chování se firmám vyplácí

(Recenze Ing. RNDr. Bohumil Tesařík)



Proč nejen v budoucnosti, ale již dnes se firmy musí společensky dobře chovat, aby se jim poté dobře dařilo, aneb slušné podnikání vede ke slušným ziskům. Je nejvyšší čas, abychom si to skutečně uvědomili.

Představte si svět, v němž lidé, kteří dělají

nejlepší věci, vydělávají nejvíce peněz.

"Trvá dvacet let, než si vybudujete dobrou pověst, a stačí pět minut, abyste ji zničili. Když na to budete myslet, začnete dělat věci jinak." (cit. Warren Buffett.) "Podnikatelé, kteří se soustředí na dosahování zisků, si zadělávají na problém. Pro mě je zisk něčím, co přijde samo, když děláte všechno ostatní správně." (cit. Yvon Chouinard.) "Firemní jednání zaměřené na nějaký účel neznamená, že se připravíme o část zisku. Znamená kombinování toho, co je dobré pro firmu, s tím, co je dobré pro celý svět." (cit. Indra Noovi.)

Než se rozběhla světová finanční krize, nejrychleji

rostoucím trendem v podnikatelském světě byl příklon ke společenské odpovědnosti firem. Ekonomická krize tento trend ještě urychlila. Svět jednoznačně pochopil, že bezohledná honba za ziskem málem vedla k úplnému kolapsu globálního finančního a ekonomického systému. V současné době si mnohé firmy uvědomují, že klíčem k dlouhodobému úspěchu již není ziskovost za každou cenu. Hledají proto cesty, jak změnit své provozní postupy. Dobré výsledky a dobré chování už dnes nejsou chápány jako vzájemně si odporující koncepce. Existuje nepřeborné množství důkazů o neustále se zvyšující důležitosti správného chování firem a jejich přístupu k podnikání. Podle výsledků aktuálních průzkumů, se 86 % spotřebitelů domnívá, že je důležité, aby firmám šlo o víc než jen o ziskovost.

Krize celkově posílila očekávání spotřebitelů, že by firmy měly vracet společnosti ve stejném rozsahu, jako si z ní berou. Již teď má hlas spotřebitelů značný vliv, který se však bude dále stupňovat. Sociální média (zahrnující i velmi známé sociální sítě) dala lidem

účinný nástroj, s jehož pomocí mohou nutit firmy ke společensky odpovědnému chování, sdílet informace a především iniciovat vznik kampaní a hnutí nejrůznějšího zaměření, jejichž cílem je podpořit nebo naopak zničit firmy, vůdčí osobnosti nebo vlády, které se jim líbí či nelíbí. Žijeme v otevřeném světě, jehož nejdůležitějšími hodnotami jsou transparentnost a autenticita. Lidé, kteří zavrhnou sociální sítě (v širším slova smyslu je to každá skupina, která spolu udržuje komunikaci různými prostředky) a považují je za platformy, které dávají prostor hloupému tlachání, ve skutečnosti nedoceňují dalekosáhlou změnu, k nimž v současnosti ve světě dochází. Sociální média nutí podniky, politiky a leadry ke společensky odpovědnějšímu jednání a chování. Ty společensky odpovědné odmění, společensky neodpovědné vyřadí ze hry. Dění v sociálních médiích přináší kromě ohromných kladů samozřejmě také potenciálně značné záporny. Například je zcela namístě obávat se toho, co na sociálních sítích říkají a předvádějí naši zaměstnanci. Důležité je také, že ne všichni blogaři a tweeteri mají vždy pravdu. Online diskusní fóra bývají často neférová a zavádějící – někdy záměrně, jindy z jiných důvodů.

Nová publikace jednoho z předních britských zastánců myšlenky společenské odpovědnosti firem a společenských změn a jejich propojení se sociálními médii Davida Jonese, jejíž překlad Hany Škapové

vydalo pod názvem "Společensky odpovědné chování se firmám vyplácí" nakladatelství Management Press, člen skupiny Albatros Media (1. vyd., Praha, 2014, 192 s., ISBN 978-80-7261-269-7) přináší povzbudivou až optimistickou představu lepšího světa podporovaného odpovědnějším pojetím podnikání. Tato kniha nepojednává o sociálních médiích a o nezadržitelném vzestupu/sestupu Facebooku, Wikipedie, YouTube, Pinterestu, Instagramu či Twitteru. Takových knih je dostatek. Není to ani kniha o společenské odpovědnosti firem či o podnicích, které se rozhodly činit dobro. Rovněž takových knih existuje i u nás spousta. Je to ve skutečnosti o první kniha, jejíž autor chápe, že sociální média a společenská odpovědnost firem ani zdaleka nepředstavují dvě oddělené věci, nýbrž že jsou naopak navzájem těsně provázané a že nejspěšnějšími vůdčími osobnostmi a podniky budou ty, které jsou společensky nejodpovědnější.

Odpovědi na celou řadu otázek, kterou si manažeři podniků a organizací v tomto směru pokládají, uspořádal autor do sedmi částí:

1. Náskok před konkurencí: Proč se dnes firmy musí dobře chovat, aby se jim dobře dařilo
2. Nový svět marketingu: Budování úspěšné značky v dramaticky se měnícím světě
3. Vůdčovství ve světě radikální otevřenosti
4. Vzestup společensky odpovědných podnikatelů
5. My-voluce: Jak spolupráce proměňuje podstatu podnikání
6. Nová koncepce pro novou dobu: Social Business Idea
7. Budoucnost: Slušné podnikání, slušné zisky

Celý text je proložen případovými studii a řadou příkladů, dokreslujících a objasňujících, proč za jedinou životaschopnou budoucnost považuje autor takovou, v níž je právě podnikání hybnou silou pozitivních společenských změn. Změna směru však musí znamenat nejen to, že firmy budou působit méně škod, ale v konečném důsledku je přiměje dělat mnohem více dobrých věcí. Příklady uvedené v knize dokládají, že nový způsob chování má v dlouhodobém výhledu smysl i z finančního hlediska. Dělat správné věci neznamená, že firmy musí obětovat zisky. Ve skutečnosti tak získávají ochranu do budoucna.

hutnictví ve světě

Ocelová anomálie u nádoby atomového reaktoru ve Francii

Industriemanagin.at

8. 4. 2015

U kontroverzní stavby nového atomového reaktoru v severofrancouzském Flamanville se vyskytly další závažné problémy. Francouzský dohledový úřad ASN zveřejnil, že u reaktorové nádoby evropského tlakového vodního reaktoru (EPR) se vyskytla anomálie. Zodpovědný pracovník úřadu řekl, že problém je ve složení oceli v určitých částech víka nádoby a dna a zdůraznil důležitost reaktorové nádoby pro bezpečnost celého zařízení. Stavba reaktoru 3. generace je již několik let doprovázena problémy. Od začátku stavby v roce 2007 se plánované náklady ztrojnásobily na 8,5 mld. € a v současné době je předkládán znovu nový rozpočet. Původně plánované zprovoznění zařízení v roce 2012 bylo posunuto na rok 2017. Problémy s novým reaktorem jsou příčinou obrovských potíží koncernu Areva. Tato společnost v roce 2014 prodělala 4,8 mld. €. V současné době se ve světě staví celkem 4 takové reaktory – vedle Flamanville jeden ve Finsku a dva v Číně, v provozu však zatím není ani žádný z nich.

Tata Steel předvádí nový druh oceli pro podvozky

automobil-produktion

9. 4. 2015

Nová ocel HR CP800-UC je pokroková, vysokopevná vícefázová ocel válcovaná za tepla, která byla vyvinuta speciálně pro podvozky a zavěšovací systém. Měla by zvýšit únavovou pevnost a zároveň snížit hmotnost vozidla. Vývoj se snažil vyhovět požadavkům na takovou ocel, která by byla jak vysokopevná, tak dobře tvařitelná a zároveň by snížila hmotnost vozidla. Tedy měla by mít vlastnosti, které současné vysokopevné oceli zatím nenabízejí. Několikafázová ocel má jemnozrnnou bainitickou mikrostrukturu a dá se podle údajů výrobce lépe tvářet, což znamená vyšší tažnost bez zkřehnutí nebo tvorby trhlin. Vykazuje pevnost v tahu kolem 800 MPa a vysokou mez kluzu, která zajišťuje rovnoměrnou pevnost konečného konstrukčního dílu. Zatím je k dodání v tloušťce od 2,5 až do 4,7 mm a v šířce do 1 650 mm.

Dále zvýšená cla na spojovací prostředky z Číny

Stahl Aktuell

9. 4. 2015

Na základě závěrů přezkoumání doběhu existujících antidumpingových opatření na určité spojovací části ze železa nebo oceli s původem z Číny zavedla Evropská komise definitivní antidumpingové clo na vruty do dřeva, závitořezné šrouby a šrouby a čepy s hlavami. Opatření bylo rozšířeno i na Malajsi. Komise konstatovala v rámci provedeného šetření, že opatření, platící pro čínské spojovací prostředky byla obcházena přes Malajsi. Výše cla na dotčené výrobky byla stanovena na 74,1 %. Pro některé čínské výrobce platí částečně snížené tarify, které ale většinou stejně přesahují hranici 60 %.

Nová oblouková elektrická pec v ocelárně Cremona

Stahl Aktuell

10. 4. 2015

Italský výrobce oceli Acciaieria Arvedi S.p.A. instaluje v ocelárně Cremona novou elektrickou obloukovou pec, se kterou se mají konverzní náklady výroby elektrooceli snížit o zhruba 20 %. Nový typ pece EAF Quantum by měl být zprovozněn v létě 2016, jak uvedl výrobce Primetals Technologies. Roční výrobní kapacita pece je 1,57 mil. t surové oceli. Zakázka obsahuje také odprašovací zařízení pro primární i sekundární odprašení, kombinované se zařízením pro zpětné získávání tepla. Toto zařízení využívá tepelnou energii, obsaženou v odpadních plynech pro výrobu páry, která je potom využívána v mořících linkách závodu. Závod v italské Cremoně disponuje dvěma kompletně vybavenými válcovacími tratěmi na výrobu pásové oceli ve svitcích. Každé zařízení sestává z výrobní jednotky pro tekutou ocel a integrované kontilit s válcovací tratí. Výroba je zaměřena na speciální oceli, zejména na oceli vysokopevné a dvoufázové, jakož i na tenké a ultratenké pásy.

Čína chce subvencovat domácí producenty železné rudy

Stahl Aktuell

10. 4. 2015

Plány, podle kterých chce Čína subvencovat domácí těžaře železné rudy, nejsou žádnou dobrou zprávou pro těžařské společnosti, které tak jako tak bojují s přebytkem nabídky. Podle zprávy ze Shanghai Security News chce vláda finančně podpořit těžařské železnorudné podniky po celé zemi. Z toho důvodu lze předpokládat, že do Číny bude importováno méně zahraniční železné rudy, což zhorší situaci na mezinárodním trhu a bude dále

tlačit ceny dolů. Aktuálně klesly ceny tony železné rudy na 47 USD, což je nejnižší hodnota za posledních 10 let. Mnoho analytiků předpokládá, že cesta směrem dolů bude v důsledku klesající poptávky z Číny a stále stoupající těžby dále pokračovat.

Outokumpu vyvinul novou feritickou ocel

Stahl Aktuell

13. 4. 2015

Finský výrobce oceli Outokumpu je úspěš s uvedením své první feritické oceli 4622 na trh. Ocel se vyznačuje vysokým obsahem chromu. Podle viceprezidenta pro obchod této společnosti je stupeň korozivzdornosti nové vysoce chromové oceli stejný, jako mají austenitické druhy ocelí, což z ní dělá silnou konkurenci dosud používaných austenitických ocelí s obsahem drahého niklu. Nová feritická alternativa má ale ještě další výhody: díky menší tvorbě řádkovitosti může být po tváření jen jednou leštěna, což šetří čas a náklady. Protože nová ocel neobsahuje žádný nikl, zůstává její cena stabilní a lépe předvídatelná.

Acerinox sází na region USA

Stahl Aktuell

13. 4. 2015

Španělský výrobce ušlechtilých ocelí Acerinox sází na svoji oblast obchodu American Stainless Steel a investuje 116 mil. € do rozšíření svých výrobních kapacit ve spolkovém státě USA Kentucky. Kromě toho chce svým americkým zákazníkům nabídnout rozšířenou paletu výrobků. Jak podnik uvedl, existuje v současné době v USA značná poptávka po vysoce kvalitních plochých výrobcích z ušlechtilých ocelí, které se dnes musí importovat. Acerinox se svou investicí snaží stát největším výrobcem této výrobní kategorie na americké půdě. Obzvláště plánuje přesvědčit zákazníky konkurenceschopnými cenami. Podle vlastních údajů je Acerinox na světě druhý největší koncern vyrábějící ušlechtilé oceli. Podnik disponuje výrobními kapacitami v jižním Španělsku, Jižní Africe, USA a v Malajsii. Dnes vyrábí kolem 3,5 mil. t oceli ročně, v příštích letech chce rozšířit svou roční kapacitu na 4,5 mil. t ušlechtilých ocelí.

ArcelorMittal dodala ocel na stavbu brazilského superpřístavu

Tisková zpráva AMO

15. 4. 2015

Společnost ArcelorMittal Brazil dodala 59 kt oceli na stavbu nového přístavu ve státě Rio de Janeiro. Díky své pevnosti, odolnosti a nízké hmotnosti je dodaná ocel klíčovou součástí přístavních mol jak na souši, ak na vodě.

Z továrny Belgo Pronto na stavbu putovalo celkem 47 kt řezaných a ohýbaných výztuží do betonu a 12 kt ocelových štetovnic. Dohromady tedy ArcelorMittal dodal bezmála osmkrát více oceli, než je použito na konstrukci Eiffelovy věže.



„Superpřístav“ se mu přezdívá proto, že s rozlohou 7 800 ha je v současnosti největším přístavem v Latinské Americe. Ročně dokáže odbavit 350 mil. t nákladu včetně 100 mil. t železné rudy. Provoz přístavu zahájil letos v dubnu.

Ocel z ArcelorMittal ve varšavském metru

Tisková zpráva AMO

15. 4. 2015



Více než 20 kt ocelových výztuží dodala společnost ArcelorMittal Varšava na výstavbu nové části varšavského metra. Celkem vzniklo sedm nových stanic, které byly slavnostně otevřeny na začátku března 2015.

Přes 20 kt ocelových výztuží o průměru 20 a 32 mm jsou součástí nové trasy metra ve Varšavě. Pro ArcelorMittal je to tak další projekt v tomto městě, ve kterém je použita ocel z jeho závodů. Kromě metra je to také fotbalový stadion Legia a Muzeum historie polských židů.

Stavba nového metra začala v září 2010. Jeho trasa měří celkem 6,1 km včetně 600 m dlouhého tunelu pod řekou Vistula. Tím ale výstavba nové linky nekončí. Stavět se bude až do roku 2020, kdy by celá její délka měla dosáhnout 31 km a ze současných 7 se počet stanic rozšíří na 28. Ve srovnání kupříkladu s Prahou je zajímavé, že do této doby fungovala ve Varšavě pouze jediná linka metra.

Ocel z ArcelorMittal pro potravinářská zařízení

Tisková zpráva AMO

15. 4. 2015



Už v roce 2012 vyvinul Tefal společně s týmy z ArcelorMittal Distribution Solutions novou odkapávací misku na šňávu do svých grilů EasyGrill. Nyní ArcelorMittal pravidelně dodává společnosti Tefal na výrobu těchto misek okolo 112 t pozinkované oceli ročně.

Ocelové svitky pocházejí z továrny na ploché výrobky ArcelorMittal Liege v Belgii a v ArcelorMittal Distribution Solutions France jsou pak dále upravovány.

Ocel ArcelorMittal splňuje veškeré požadavky na výrobu odkapávacích misek do grilů a není proto divu, že jí Tefal vyměnil za původní hliník. Jen pozinkovaná ocel s vysokou schopností deformace může naplnit vysoká očekávání známého výrobce kuchyňského nádobí a zařízení.

Nové velitelství NATO z oceli ArcelorMittal

Tisková zpráva AMO

15. 4. 2015



Na výstavbu nové budovy velitelství NATO v Bruselu dodala společnost ArcelorMittal Distributing Solutions Iberia 3 300 t ocelových profilů a 200 t tyčové oceli.

Mimo to společnost ArcelorMittal Construction dodala dalších 10 000 m² stropních konstrukcí Cofraplus 77 a 35 000 m² střešních pláštěů. Nový komplex NATO se bude skládat z konferenčního centra s kapacitou 2 251 míst, restaurace pro 300 lidí a parkoviště pro 3 331 vozů. V budově se nachází také kanceláře, vnitřní i venkovní sportovní prostory a logistický areál. Nové sídlo NATO zabere plochu 250 000 m² a vytvoří pracovní prostor zhruba pro 4 700 lidí. Stavební práce začaly v červnu 2012 a dokončení stavby je naplánováno na rok 2016.



Hutní
keramika **HK** 15

10. ročník konference s mezinárodní účastí

1. OZNÁMENÍ

1. - 2. října 2015

Hotel Energetic****

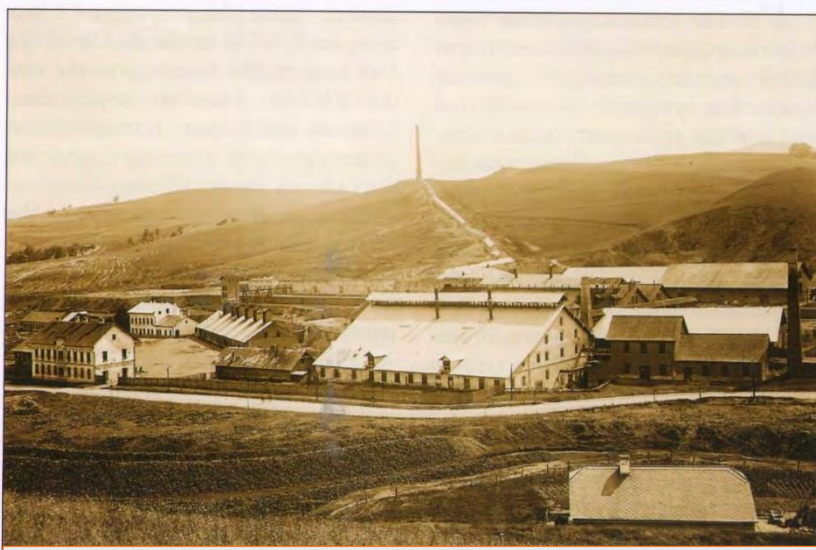
Rožnov p. Radhoštěm, Česká republika



TANGER, spol. s r.o.
VŠB - Technická univerzita Ostrava
Katedra tepelné techniky
SEEIF Ceramic, a.s.

Hutníctvo zinku na Slovensku

(Zaniknuté hutnícke technológie na Slovensku, 5.časť)



Obr. 1 Podoba Pb-Ag huty v Banskej Štiavnici, v čase výroby zinku vycedzovaním z odpadov, 1970

História výroby zinku na Slovensku je pozoruhodná tým, že sa tu nikdy zinok nevyrábala z primárnych rúd a koncentrátov, avšak v 20. storočí sa vyrábala z druhotných surovín. Pretože zinok často sprevádzal primárnu metalurgiu olova a medi pri výskyte a spracovávaní komplexných Cu-Pb-Zn rúd, sú informácie o jeho metalurgii významné aj v oblasti primárneho hutníctva ťažkých neželezných kovov.

Zinok poznali staroveké civilizácie už v 2. tisícročí pr. n.l. ako súčasť zliatin s meďou, olovom a cínom v podobe vtedajších bronzov a mosadzí (India, Čína, neskôr Egypt a Rím). Hutný zinok, ako kovový prvok, sa začal vyrábať oveľa neskôr v indickom Zaware v 10. – 16. storočí n.l. V Európe bol zinok

ako prvok objavený, izolovaný a popísaný v Nemecku Paracelzom v 16. storočí. Toto oneskorenie oproti ostatným ťažkým neželezným kovom a železu bolo dané neúšľachtlosťou zinku, jeho viazaním do stabilných zlúčenín ZnO a ZnS ako aj obtiažnosťou redukcie oxidu zinočnatého. Tento oxid je možné redukovať až nad teplotou varu zinku (906 °C), čo sa stalo podstatou jeho pyrometalurgickej výroby redukčno-kondenzačným procesom už v neskorom stredoveku.

Dnešná svetová produkcia zinku (cca 9 mil. t/r) sa z 50 % spotrebúva na pozinkovanie oceľových polotovarov, najmä plechov. 30 % zinku sa používa na zliatiny s meďou a hliníkom a zvyšok sa používa na ložiskové kovy, rafináciu olova od zlata a striebra, ako aj pri výrobe farbív, ktorým je predovšetkým zinková beloba na báze ZnO. Zinok sa vyrába redukčno-kondenzačnou metódou podľa rôznych variant, napr. Imperial Smelting Process vo Veľkej Británii alebo proces KIVCET v Rusku. Dnes však prevažujú hydrometalurgické procesy spojené so zrážacou elektrolyzou z vodných sulfátových roztokov.

Na Slovensku sa koncom 50. rokov minulého storočia uvažovalo s výstavbou závodu na výrobu zinku s kapacitou 40 000 t ročne na „zelenej lúke“, a to na báze domácich polymetalických rúd s vyšším obsahom zinku. Rátalo sa s hlbinnou ťažbou v Banskej Štiavnici a na niektorých náleziskách východného Slovenska. Tieto predstavy boli ekonomicky nereálne, a tak v polovici 60. rokov začala výroba zinku z druhotných surovín v Banskej Bystrici. V prvej fáze išlo o pretavovanie zinkových odpadov a získavanie zinku vycedzovaním. Produktom bol čistý hutný zinok, tvrdý zinok s obsahom 7 – 9 % Fe a olovo s obsahom 6 – 10 % Zn. Výroba bola v roku 1968 delimitovaná do Závodu SNP v Banskej Štiavnici do priestorov Pb-Ag huty v Banskej Štiavnici (obr. 1), ktorú z predchádzajúcich dielov tohto historického seriálu poznáme ako Siceliho „dolnú“ hutu, resp. ako centrálnu „Silberhüttenwerk – Schemnitz“ [2]. Spracovávali sa najmä zinkové stery v liatinovom kotli a ročná produkcia zinku nepresiahla 300 t.

V tom istom čase začal v Závode SNP vývoj hydrometalurgickej výroby zinku z nemetalických odpadov spojený so zrážacou elektrolyzou zinku. V Banskej Bystrici v priestoroch bývalého medeného hámra sa po delimitácii výroby mangánu do Kovohút Krompachy pre tento účel využívali hydrometalurgické, ako aj elektrolyzové zariadenia. Surovinovým zdrojom boli ZnO odpady s nízkym obsahom chlóru, odpad z výroby zinkových pigmentov, zinkový prach, zinkové stery, salmiakové zostatky apod. Používala sa pôvodná technológia pozostávajúca z prípravy čistého roztoku sulfátu zinočnatého, z ktorého sa zrážacou elektrolyzou vylúčil kovový zinok (obr. 2). Technológiu, ktorej efekt bol najmä v možnosti spracovania zmesi rôznorodých odpadov, vyvinuli v laboratóriách výskumu a vývoja metalurgie ťažkých neželezných kovov v ZSNP Žiar nad Hronom. Prvý elektrolytický zinok bol v Banskej Bystrici vyrobený v decembri 1968 (obr. 3) a jeho výroba trvala do roku 1991. Po



Obr. 2 Zrážacia elektrolyza zinku z druhotných surovín v Banskej Bystrici, 1968.



Obr. 3 Pohľad na katódu s prvým československým zinokom, Banská Bystrica 20.12.1968. Dole vľavo v podrepe autor technológie Ing. Václav Košťál, CSc

ustálení produkcie sa v Závode SNP v Banskej Bystrici vyrábala elektrolytický zinok, pretavovaný zinok a sulfát zinočnatý. Vrchol produkcie bol v roku 1982 a predstavoval 4000 t elektrolytického zinku.

Na Slovensku práve v súvislosti s výrobou zinku, ktorá sa technologicky dotýka aj výroby medi, olova, striebra a zlata, je potrebné objasniť väzby v centre slovenského kovohutníctva, ktorým bol v polovici 20. storočia Žiar nad Hronom. Národný podnik Závod SNP Žiar nad Hronom patril do skupiny Výrobnno-hospodárskej jednotky Kovohuty Praha a zabezpečoval najmä produkciu hliníka. Jeho externé, vtedy odštepne závody boli ZSNP Banská Bystrica spojené s výrobou medi, mangánu a

zinku, ďalej ZSNP Banská Štiavnica, kde sa vyrábalo olovo, striebro a vycedzovaný zinok a napokon ZSNP Vajsková, v ktorej sa vyrábala primárny antimón. V Žiari nad Hronom boli umiestnené výskumno-vývojové laboratória metalurgie neželezných kovov. Ich vedúcim bol Ing. Václav Košťál, CSc., autor pôvodnej technológie výroby zinku z druhotných surovín a vedúca osobnosť inovácii technológií neželezných kovov v Československu.

Výroba zinku na Slovensku evokuje aj spomienky na historický osud medeneho hámra v Banskej Bystrici. Táto medená huta známa od fuggеровsko-thurzovských čias v 16. storočí mala pestrú históriu najmä v 19. a 20. storočí. V tejto najnovšej dobe tu bola prvá elektrolyza medi v Uhorsku koncom 19. storočia, neskôr unikátna výroba mangánu a zinku v polovici 20. storočia. Priestory medeneho hámra boli tiež významným strediskom poloprevádzkového overovania inovácii technológii viacerých neželezných kovov (obr. 4).



Obr. 4 Budovy banskobystričského medeneho hámra, polovina 19. storočia

Literatúra

- [1] KAFKA, R., STAŠ, M. *Dejiny hutníctva na Slovensku*, kap. Zinok. ZHĚPG Bratislava, Banská agentúra Košice, 2006
- [2] TOMÁŠEK, K. Zlato a striebro na Slovensku. *Hutnické listy*, roč. LXVIII, 2015, č. 1, s. 52, ISBN 0018-8069
- [3] JIRKOVSKÝ, R. a kol. *Zinok – abeceda chemických prvků*. Bratislava: Alfa, 1980

prof. Ing. Karel Tomášek, CSc.



Umělecké odlitky

a prezentace vybraných technických oborů

VŠB - Technické univerzity Ostrava

v Senátu Parlamentu ČR

08/10 - 29/11
2015

Výstava probíhá pod záštitou
MUDr. Mgr. Vladimíra Plačka, MBA

Výstavní síň Senátu
Valdštejnské nám. 17/4, Praha 1

Otevřeno denně 10 - 16 hod.
Vstup volný

