

## Vliv výchozího strukturního stavu a parametrů ohřevu na tvařitelnost středně uhlíkové oceli

### Effect of the Initial Structural State and of the Heating Parameters on Formability of the Medium-carbon Steel

Ing. Petr Kawulok, Ph.D.; Bc. Michal Kempny; prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.; Ing. Rostislav Kawulok, Ph.D.; Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.; Ing. Petr Opěla, Ph.D.; Ing. Vojtěch Ševčák

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

*S využitím tahových zkoušek za tepla byl zkoumán vliv výchozího strukturního stavu a parametrů ohřevu na tvařitelnost nelegované středně uhlíkové oceli. Jedna sada vzorků byla vyrobena z tyčí kruhového průřezu válcovaných za tepla. Jejich výchozí strukturu tvořila jemnozrnná homogenní směs feritu a perlitu. Tyto vzorky byly ohřívány přímo na zvolené teploty deformace. Druhá sada vzorků byla vyrobena z podpovrchové oblasti plynule litého sochoru, jehož struktura byla tvořena hrubými perlitickými bloky, které byly lemovány jemným feritickým síťovím. Tyto vzorky pak byly jednotně předeřívány na teplotu 1300 °C a následně byly řízeně ochlazovány na zvolené teploty deformace. Tahové zkoušky byly provedeny při konstantních rychlostech tažení 1000 a 0,1 mm·s<sup>-1</sup>. S klesajícími teplotami deformace docházelo k nárůstu pevnostních vlastností zkoumané oceli při obou zvolených rychlostech tažení a v obou výchozích strukturních stavech. Výchozí hrubozrnná litá struktura vykazovala menší pevnostní vlastnosti v celém rozsahu aplikovaných teplot a ovlivnila tvařitelnost zkoumané oceli jen při nejvyšších teplotách deformace. Při nižších teplotách deformace litý stav překvapivě vykazoval téměř vždy mírně vyšší tažnost. Kromě toho ve dvoufázové feriticko-austenitické oblasti vykazovaly vzorky z protvářeného výchozího stavu zvýšenou tažnost za tepla, což bylo zřejmě způsobeno deformací probíhající přednostně ve feritické fázi.*

**Klíčová slova:** středně uhlíková ocel; mikrostruktura; smluvní pevnost za tepla; tažnost za tepla

*The effect of initial structural state and heating parameters on hot formability of non-alloyed medium-carbon steel was investigated by tensile tests performed with the use of plastometer Gleeble 3800. Two sets of samples were prepared for these tests. The first set of samples was made from hot rolled rods and their initial structure was formed by fine-grain homogeneous mixture of ferrite and pearlite. Tensile tests of these samples were performed after their heating directly to the deformation temperatures. The second set of samples was made from continuously cast billet and their structure was formed by coarse blocks, which were lined with relatively fine ferrite mesh. These samples were uniformly preheated to temperature of 1300°C and after their controlled cooling to the chosen deformation temperatures they were deformed by tensile. The initial structural state and selected heating mode influenced the austenitic grain size of investigated steel, which was confirmed by metallographic analyses. The tensile tests were performed at constant tensile rate of 1,000 and 0.1 mm·s<sup>-1</sup>, which corresponded to the mean strain rate of 75 s<sup>-1</sup>, respectively 0.01 s<sup>-1</sup>. Decrease of the deformation temperatures leads to the increase in strength properties of investigated steel for both chosen tensile rates (1,000 and 0.1 mm·s<sup>-1</sup>), respectively for both strain rates (75 s<sup>-1</sup> and 0.01 s<sup>-1</sup>). The initial coarse-grained cast structure showed, in comparison with the initial fine-grained formed structure, lower strength properties in the whole range of applied deformation temperatures and strain rates. The initial coarse-grained cast structure negatively influenced hot formability of the investigated steel, in comparison with the initial fine-grained formed structure, only at the highest deformation temperatures. At lower deformation temperatures the initial cast structural state surprisingly showed almost always slightly higher ductility. In addition in the two-phase ferritic-austenitic region the samples from the initial formed structural state showed an increase of hot ductility, which was probably caused by the deformation occurred preferably in the ferritic phase. The deformation temperatures above 1,300°C lead to significant decrease of hot ductility due to overheating and burning of the investigated steel.*

**Key words:** medium-carbon steel; microstructure; hot ultimate tensile strength; hot ductility

Tvařitelnost kovových materiálů je schopnost tělesa plasticky se deformovat za určitých podmínek tváření až do porušení soudržnosti (do vzniku kritických trhlin, resp. do lomu). Tvařitelnost závisí na plastičnosti, geometrii tvářeného tělesa a podmínkách tváření. Je důležité

nezaměňovat pojem tvařitelnost s pojmem plastičnost. Plastičnost je schopnost materiálu plasticky se deformovat v rozsahu deformací od počátečních po mezní. Plastičnost je tedy čistě materiálová vlastnost, jejíž zkoumání by nemělo být ovlivněno tvarem deformovaného tělesa [1].

Tvařitelnost kovových materiálů lze zkoumat fyzikálně především s pomocí tahových nebo krutových zkoušek za tepla [2 – 4]. U spojité krutové zkoušky se tvařitelnost určuje z počtu otáček zkušební tyče do lomu. Její nevýhodou je omezená rychlost deformace (do cca  $10 \text{ s}^{-1}$ ) [1, 4]. Spojitá zkouška tahem je jednodušší a vlivem převládajícího tahového napětí během testu je velmi citlivá k posouzení tvařitelnosti kovových materiálů. Tvařitelnost zkoumaného materiálu se v případě zkoušky tahem vyhodnocuje z celkového prodloužení zkušební tyče do lomu [3, 5].

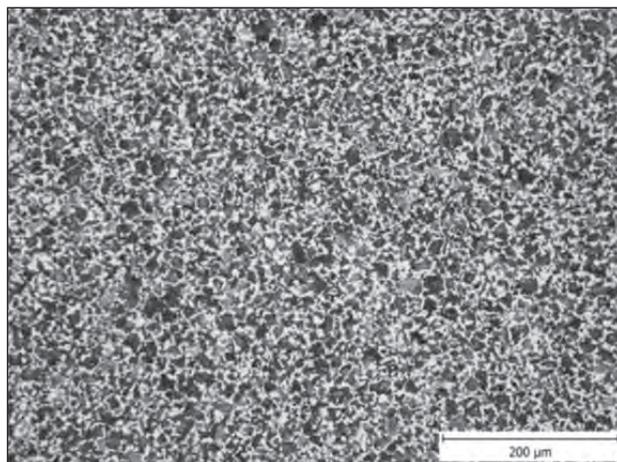
V odborné literatuře se lze setkat s několika pracemi, ve kterých je použita ocel ve výchozím litém nebo protvářeném stavu a její pevnostní a plastické vlastnosti při tváření za tepla by tedy měly být ovlivněny výchozí velikostí zrna [6 – 8]. Obecně se předpokládá, že tvařitelnost ocelí v litém stavu by měla být negativně ovlivněna hrubozrnnou a nepříznivě orientovanou makrostrukturou, strukturou a chemickou heterogenitou, výskytem licích vad, zeslabením hranic zrn a vnitřním pnutím [1, 9].

Hlavním cílem předložené práce bylo porovnat vliv výchozího strukturálního stavu a parametrů ohřevu na tvařitelnost středně uhlíkové oceli C45 za tepla. Pro tento účel byly využity tahové zkoušky za tepla, které byly provedeny na univerzálním plastometru Gleeble 3800 v širokém rozsahu deformačních teplot.

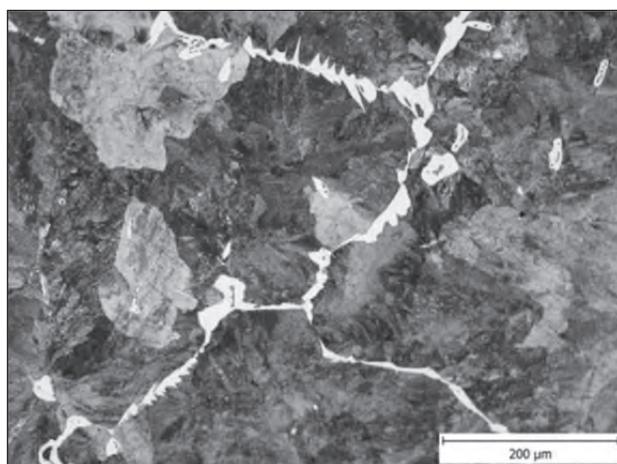
## Popis experimentu

Pro tento experiment byla využita nelegovaná středně uhlíková ocel C45, jejíž normované chemické složení je (hm. %): 0,40 – 0,52 C, max. 0,43 Si, 0,46 Mn, max. 0,035 P, max. 0,04 S, max. 0,45 Cr, max. 0,13 Mo, max. 0,45 Ni [10]. Pro účely tohoto experimentu byla zkoumaná ocel dodána ve dvou výchozích strukturálních stavech, tj. ve formě za tepla válcovaných tyčí (průměr 12 mm) a ve formě plynule litých odlitků (příčný průřez  $150 \times 150 \text{ mm}$ ). Důvodem použití rozdílného výchozího strukturálního stavu bylo, spolu se zvolenými parametry ohřevu, ovlivnit velikost zrna během zkoušek jednoosým tahem. Z válcovaných tyčí, resp. z plynule litých sochorů byly pro tahové zkoušky vyrobeny válcovité vzorky o průměru 10 mm a délce 116,5 mm, které byly na obou koncích opatřeny závity. Z plynule litých sochorů byla nejdříve odstraněna jejich povrchová vrstva o tloušťce 10 mm, která byla tvořena licí kůrou. Následně byly z takto oříznutého plynule litého sochoru podélně vyříznuty tyče čtvercového průřezu (strana čtverce 14 mm), ze kterých byly následně vyrobeny válcovité vzorky pro tahové zkoušky.

Mikrostruktura vzorků vyrobených z tyčí válcovaných za tepla byla tvořena jemnozrnnou homogenní směsí feritu a perlitu (obr. 1). Oproti tomu mikrostruktura vzorků vyrobených z plynule litých sochorů byla tvořena hrubými perlitickými bloky, které byly lemovány poměrně jemným feritickým síťovím (obr. 2).



Obr. 1 Mikrostruktura za tepla válcovaných tyčí  
Fig. 1 Microstructure of the hot rolled bars



Obr. 2 Mikrostruktura plynule litého sochoru  
Fig. 2 Microstructure of continuously cast billet

S využitím software QTSteel 3.2 byly nejdříve určeny teploty fázových přeměn zkoumané oceli C45  $Ac_1 = 729 \text{ °C}$  a  $Ac_3 = 780 \text{ °C}$ . Následně byly navrženy teploty deformací pro zkoušky jednoosým tahem tak, aby byly jednotlivé testy provedeny v jednofázové austenitické oblasti, ve dvoufázové austeniticko-feritické oblasti i v nízkoteplotní feriticko-perlitické oblasti.

Obě sady připravených vzorků byly namáhány tahem za tepla při dvou zvolených konstantních rychlostech tažení:  $1000$  a  $0,1 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ , kterým odpovídají střední deformační rychlosti cca  $75$ , resp.  $0,01 \text{ s}^{-1}$ .

Připravené vzorky, které byly zhotoveny z výchozích, za tepla válcovaných tyčí, byly ohřívány elektricky odporově rychlostí  $10 \text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$  přímo na zvolené teploty deformace a po 30sekundové výdrži na teplotě byly deformovány tahem do lomu. Tento režim ohřevu byl zvolen z důvodu potlačení zhrubnutí zrna během výdrže na teplotě deformace. Pro tento účel byly zvoleny teploty deformace v rozsahu od  $1400$  do  $650 \text{ °C}$ .

Vzorky vyrobené z plynule litého sochoru byly jednotně předehřátý na teplotu  $1300 \text{ °C}$  s výdrží na této teplotě po dobu 3 minut, přičemž snahou bylo vypěstovat ve

zkoumaném materiálu hrubé austenitické zrna. Poté byly vzorky řízeně ochlazovány rychlostí  $5\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$  na zvolené teploty deformace, po jejichž dosažení následovala krátká 10sekundová výdrž pro vyrovnání teploty a deformace tahem do lomu. Pro tuto část experimentu byly zvoleny teploty deformace v rozsahu od 1300 do 650 °C. Protože při teplotě deformace 1300 °C nedošlo k výraznému poklesu maximální síly a prodloužení do lomu ve srovnání s ostatními vzorky ze stejné sady, byly provedeny další testy s ohřevem vzorků přímo na teploty deformace 1320, 1340 a 1370 °C. Výdrž na těchto teplotách byla opět 3 minuty.

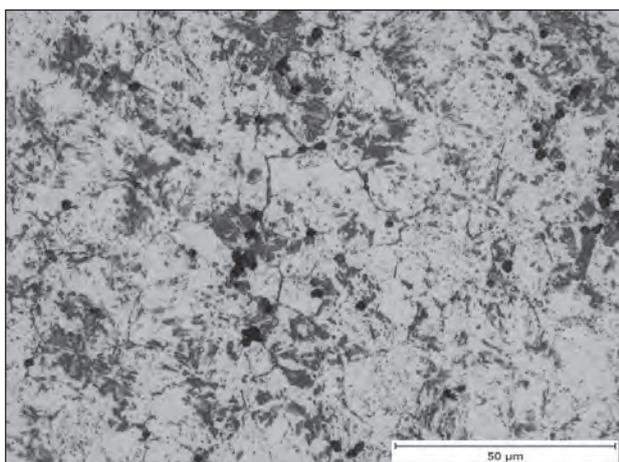
Teplota byla v průběhu tahových zkoušek měřena pomocí termočlánků, které byly navařeny na povrch zkoušených vzorků ve středu jejich délky.

Pro účely určení středního průměru zrna po ohřevu zkoumané oceli na vybrané teploty deformace byly vyrobeny z obou výchozích strukturních stavů (tj. z vyválnovaných tyčí i z plynule litého sochoru) vzorky o průměru 10 mm a délce 15 mm. Ty byly vloženy do elektrické kanthalové pece vyhřáté na zvolené teploty a po 3minutové výdrži byly zakaleny ve vodě. Vzorky

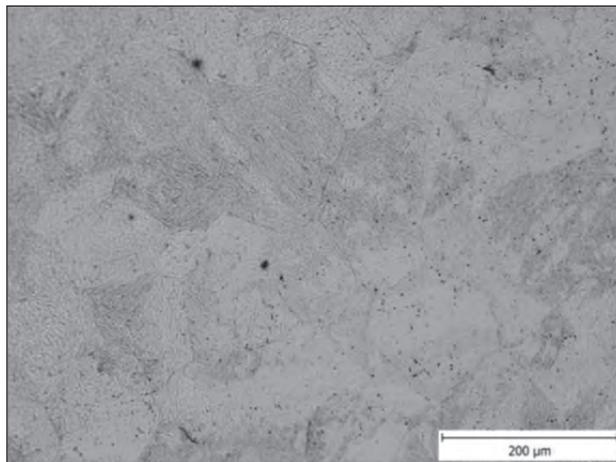
z výchozí protvářené struktury byly ohřívány na teplotu 900, 1200, 1340 a 1370 °C. V případě vzorků z výchozí lité struktury byla zvolena pouze teplota ohřevu 1300 °C, protože při tahových zkouškách byly vzorky vyrobené z plynule litého sochoru jednotně ohřívány na tuto teplotu. Následně byly tyto vzorky podrobeny metalografickým analýzám, jejichž cílem bylo vyleptat hranice původních austenitických zrn.

## Diskuse výsledků

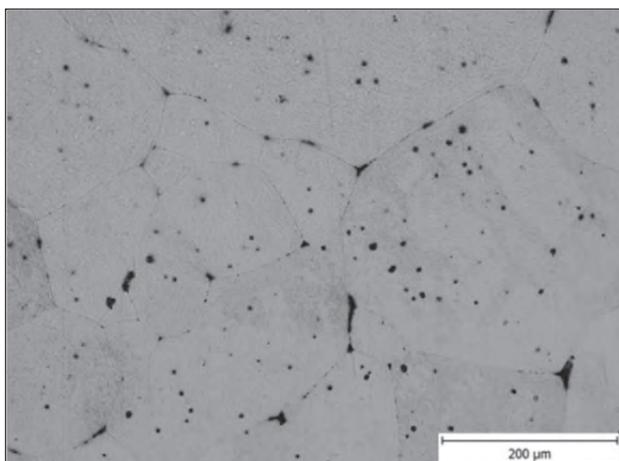
Metalografické analýzy byly provedeny s využitím klasické optické mikroskopie. V případě vzorků z výchozího jemnozrného protvářené struktury oceli došlo při všech zvolených teplotách ohřevu k úplné austenitizaci vzorků (obr. 3a – 3c). U vzorku ohřátého na teplotu 1370 °C jsou vidět černé útvary uvnitř zrn a také na jejich hranicích, které zřejmě představují přítomnost vměstků, které po vyloučení na hranicích zrn způsobují křehkost za tepla. V případě vzorku z výchozího hrubozrného litého stavu došlo také k úplné austenitizaci (obr. 3d) a původní austenitické zrna byla velmi hrubá.



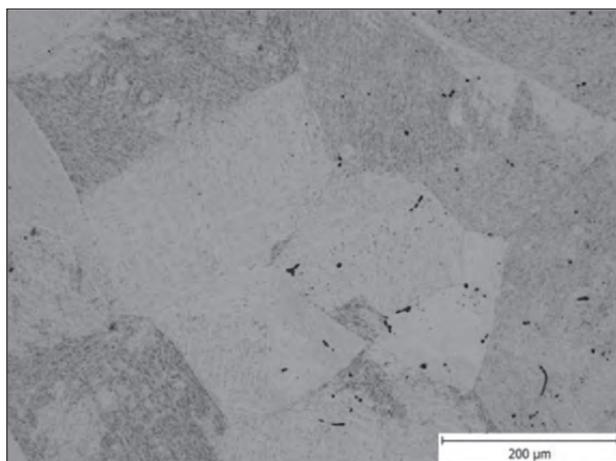
a) výchozí protvářěný strukturní stav, teplota ohřevu 900 °C  
a) initial formed structural state, heating temperature of 900 °C



b) výchozí protvářěný strukturní stav, teplota ohřevu 1200 °C  
b) initial formed structural state, heating temperature of 1,200 °C

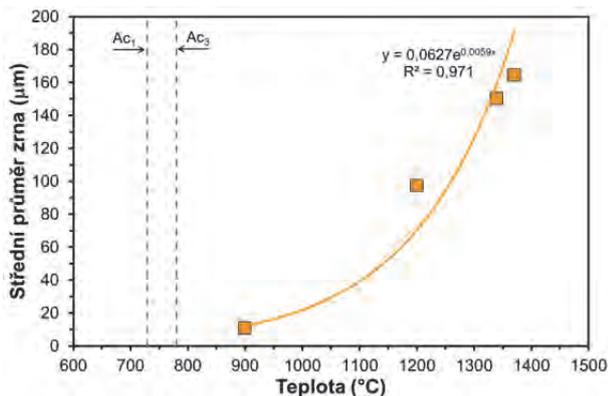


c) výchozí protvářěný strukturní stav, teplota ohřevu 1370 °C  
c) initial formed structural state, heating temperature of 1,370 °C



d) výchozí litý strukturní stav, teplota ohřevu 1300 °C  
d) initial cast structural state, heating temperature of 1,300 °C

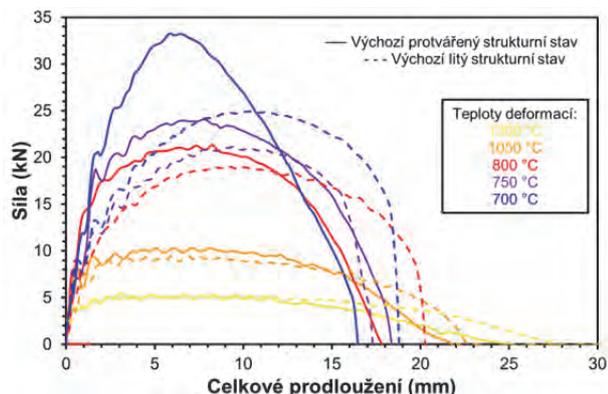
Obr. 3 Vyleptané hranice původních austenitických zrn vzorků po ohřevu na vybrané teploty  
Fig. 3 Etched grain boundaries of initial austenitic grains of samples after heating on selected temperatures



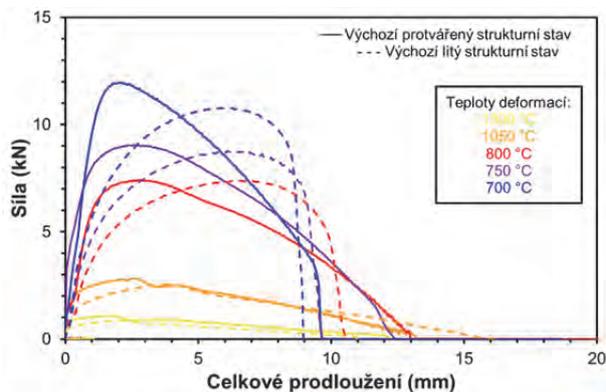
Obr. 4 Vliv teploty ohřevu na střední průměr zrna zkoumané oceli v protvářeném výchozím stavu

Fig. 4 Influence of heating temperature on the average diameter of the grain of the investigated steel in its initial formed state

Střední průměr původního austenitického zrna  $d_{stf}$  ( $\mu\text{m}$ ) vzorků ohříváných v peci na zvolené teploty byl určen s využitím lineární přímkové metody dle EN ISO 643 [11]. V případě vzorků z výchozího protvářeného stavu se střední průměr austenitického zrna zvětšoval s rostoucí teplotou exponenciálně, jak dokumentuje graficky obr. 4. U vzorku z výchozí lité struktury bylo dosaženo po jeho ohřevu austenitického zrna o střední velikosti 223,2  $\mu\text{m}$ .



a) rychlost tažení 1000  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$   
a) tensile rate of 1,000  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$



b) rychlost tažení 0,1  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$   
b) tensile rate of 0.1  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$

Obr. 5 Tahové diagramy – porovnání výchozího protvářeného a litého stavu

Fig. 5 Tensile diagrams – comparison of initial formed and cast structural state

S rostoucí teplotou deformace docházelo k poklesu deformačního odporu zkoumané oceli a tím i její pevnosti (obr. 6). Vzorky deformované vyšší rychlostí tažení (1000  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ), resp. vyšší střední deformační rychlostí (75  $\text{s}^{-1}$ ) vykazovaly větší hodnoty smluvní pevnosti za tepla ve srovnání se vzorky deformovanými při rychlosti tažení 0,1  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ , resp. při střední deformační rychlosti 0,01  $\text{s}^{-1}$ . Při deformaci vysokými rychlostmi vzniká v materiálu větší počet mřížkových poruch, materiál vykazuje větší deformační odpor a pro deformaci je potřeba větší množství energie.

Tento vzorek tedy vykazoval mnohem větší zrno, než vzorky vyrobené ze zkoumané oceli s výchozím protvářeným strukturním stavem a ohříváné na vyšší teploty.

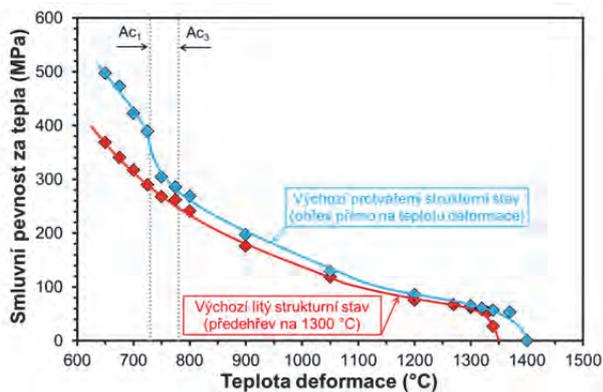
Z dat naměřených během zkoušek tahem do lomu byly sestaveny tahové diagramy (jejichž příklad je uveden na obr. 5), které dokumentují závislost měřené síly na celkovém prodloužení zkoušených vzorků. Z těchto diagramů byly určeny hodnoty maximální síly  $F_{max}$  (kN) a celkového prodloužení do lomu  $\Delta L$  (mm), které byly následně využity pro výpočet smluvní pevnosti za tepla  $R_{mT}$  (MPa) a tažnosti za tepla  $A_T$  (%) všech přetržených vzorků dle těchto vztahů [3]:

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

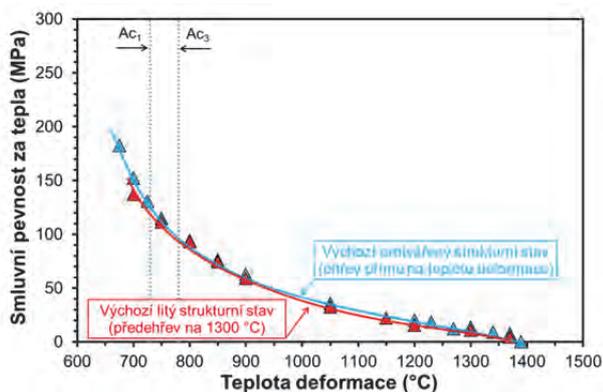
$$A_T = \frac{\Delta L}{L_0} \cdot 100, \quad (2)$$

kde  $S_0$  je počáteční příčný průřez zkoušených tyčí 78,5  $\text{mm}^2$  a  $L_0$  (mm) je měřená délka, která byla v případě použitých čelistí z korozivzdorné oceli rovna 20 mm. Průběh smluvní pevnosti za tepla a tažnosti za tepla v závislosti na teplotě deformace graficky dokumentují obr. 6 a 7.

Vyšších hodnot smluvní pevnosti za tepla bylo vždy dosahováno na vzorcích vyrobených z výchozího jemnozrnného protvářeného materiálu (ohříváných přímo na teplotu deformace). V případě tahových zkoušek provedených při rychlosti tažení 0,1  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$  však rozdíly mezi hodnotami smluvní pevnosti za tepla pro obě sady vzorků (s různým výchozím strukturním stavem) byly zanedbatelné. Je zajímavé, že se vliv fázového složení při nízkých teplotách (pod 725  $^{\circ}\text{C}$ ) projevil jen v případě vzorků z výchozího protvářeného strukturního stavu deformovaných tahem rychlostí 1000  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ .



a) rychlost tažení  $1000 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$   
a) tensile rate of  $1,000 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

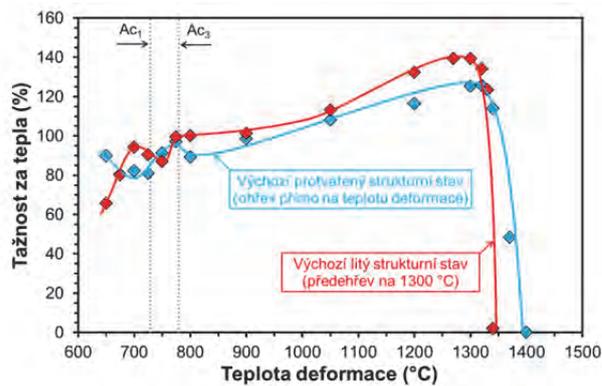


b) rychlost tažení  $0,1 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$   
b) tensile rate of  $0,1 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

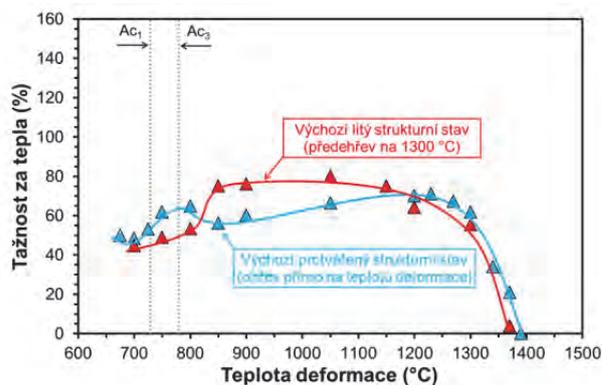
Obr. 6 Závislost smluvní pevnosti za tepla na teplotě deformace  
Fig. 6 Dependence of the hot ultimate tensile strength on the deformation temperature

Vzorky deformované rychlostí tažení  $1000 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ , resp. střední deformační rychlostí  $75 \text{ s}^{-1}$  vykazovaly větší tažnost za tepla ve srovnání se vzorky deformovanými při rychlosti tažení  $0,1 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ , resp. při střední deformační rychlosti  $0,01 \text{ s}^{-1}$  (obr. 7).

Očekávalo se, že výchozí hrubozrnná lící struktura negativně ovlivní tvařitelnost zkoumané oceli ve srovnání s jejím jemnozrnným protvářeným stavem, protože by měla relativně zpomalovat nukleační fázi rekystalizace a přispívat ke křehkému interkrystalickému lomu [1, 9, 12]. Tento předpoklad se však překvapivě naplnil jen při nejvyšších teplotách deformace (nad  $1320 \text{ °C}$  v případě deformace tahem rychlostí  $1000 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  a nad  $1200 \text{ °C}$  v případě deformace tahem rychlostí  $0,1 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ), kdy litá struktura vykazovala dřívější pokles plastických vlastností ve srovnání s výchozí protvářenou strukturou (obr. 7). To odpovídá výsledkům metalografických analýz prokazujících, že vzorky z výchozího litého stavu ohříváné na teplotu  $1300 \text{ °C}$  mají hrubší původní austenitické zrna, než vzorky z výchozího protvářeného stavu ohříváné na teplotu  $1370 \text{ °C}$ . Při nižších teplotách deformace, kromě rychlosti tažení  $0,1 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  za nejnižších zkoumaných teplot, však litý stav vykazoval vždy mírně vyšší tažnost.



a) rychlost tažení  $1000 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$   
a) tensile rate of  $1,000 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$



b) rychlost tažení  $0,1 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$   
b) tensile rate of  $0,1 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

Obr. 7 Závislost tažnosti za tepla na teplotě deformace  
Fig. 7 Dependence of the hot ductility on the deformation temperature

Jemnozrnná struktura by měla vykazovat větší tvařitelnost za vysokých teplot z důvodu omezení rozvoje interkrystalických trhlin, spjatých až s pokluzem po hranicích zrn a zrychlením průběhu dynamické rekystalizace [13, 14]. Také by mělo platit, že jen velmi výrazné rozdíly ve výchozí velikosti zrna reálně ovlivňují tvařitelnost materiálů [15]. Klíčovou roli hraje také kinetika dynamické rekystalizace. Rekystalizací dochází k opakované změně hranic zrn a k přesunu případných mikrotrhlin z hranic zrn do objemu zrn. V této intergranulární poloze jsou pak podstatně sníženy podmínky pro jejich šíření.

Pokles plastických vlastností ve vysokoteplotní oblasti (obr. 7) byl pravděpodobně způsoben přehřátím a následným spálením zkoumané oceli. Teplota nulové tažnosti zkoumané oceli ve výchozím protvářeném strukturálním stavu, která odpovídá 100% křehkosti materiálu, byla rovna  $1400 \text{ °C}$ . Teplota nulové tažnosti zkoumané oceli ve výchozím litém strukturálním stavu se pohybovala od  $1340$  do  $1370 \text{ °C}$ .

Z grafů na obr. 7 je dále zřejmé, že ve dvoufázové feriticko-austenitické oblasti (projevující se změnou průběhu křivky teplota-tažnost) vykazuje tažnost vzorků s výchozí lící strukturou (navíc jednotně předehříváných na

1300 °C) jisté heterogenní chování. V případě vyšší rychlosti tažení ( $1000 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ) je dvoufázová feriticko-austenitická oblast relativně posunuta k nižším teplotám. To odpovídá předpokladům o vlivu velikosti austenitického zrna na průběh fázových přeměn [16]. Oproti tomu v případě vzorků s výchozí lící strukturou deformovaných tahem rychlostí  $0,1 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  je dvoufázová feriticko-austenitická oblast překvapivě relativně posunuta k vyšším teplotám.

V případě vzorků z výchozí jemnozrnné struktury (ohřívání přímo na teplotu deformace) došlo ve feriticko-austenitické oblasti dokonce k mírnému nárůstu plastických vlastností, což nesouhlasí s obecným názorem o zhoršování tvařitelnosti ve dvoufázové struktuře. Obdobných výsledků však bylo dosaženo i v pracích [6, 12, 17], ve kterých je prezentováno zvýšení tvařitelnosti materiálu v rozsahu deformačních teplot 800 – 750 °C. Obecně by mělo platit, že přítomnost tenkého filmu jemných feritických zrn vytvořených na hranicích austenitických zrn by mělo vést ke snížení tvařitelnosti ocelí, a to z důvodu horší vazby mezi rozhraním ferit-austenit a vlastní matricí austenitu. V případě vyššího podílu feritických zrn ve dvoufázové feriticko-austenitické struktuře by však mělo dojít k deformaci přednostně ve feritických zrnech, která jsou měkčí a poskytují více deformačních (skluzových) systémů než austenit [7, 8, 18].

## Závěry

S využitím univerzálního plastometru Gleeble 3800 byl zkoumán vliv výchozího strukturního stavu a parametrů ohřevu na tvařitelnost středně uhlíkové oceli v širokém rozsahu deformačních teplot.

S klesajícími teplotami deformace docházelo k nárůstu pevnostních vlastností zkoumané oceli v obou výchozích strukturních stavech – předem protvářeném i litém stavu. Výchozí hrubozrnná litá struktura vykazovala, ve srovnání s jemnější výchozí protvářenou strukturou, menší pevnostní vlastnosti v celém rozsahu aplikovaných teplot a rychlostí deformací.

Výchozí strukturní stav spolu se zvoleným režimem ohřevu zkoumané oceli ovlivnil plastické vlastnosti zkoumané oceli. Výchozí hrubozrnná lící struktura negativně ovlivnila její tvařitelnost jen při nejvyšších teplotách deformace. Při nižších teplotách deformace však litý stav vykazoval takřka vždy mírně vyšší tažnost. Kromě toho ve dvoufázové feriticko-austenitické oblasti vykazovaly vzorky z protvářeného výchozího stavu zvýšenou tažnost za tepla, což bylo zřejmě způsobeno deformací probíhající přednostně ve feritické fázi. Teploty deformace nad 1300 °C vedly pravděpodobně vlivem přehřátí a spálení zkoumané oceli k výraznému poklesu tvařitelnosti.

## Poděkování

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

## Literatura

- [1] ŽÍDEK, M. *Metalurgická tvařitelnost ocelí za tepla a za studena*, 1. vyd. Praha: Aleko, 1995, 348 s.
- [2] CHEN, B.-H., YU, H. Hot Ductility Behavior of V-N and V-Nb Microalloyed Steels. *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*, 19 (2012) 6, 525–529.
- [3] KAWULOK, P., et al. Mapa tvařitelnosti nadeutektoidní C-Mn-Cr-V oceli za tepla. *Hutnické listy*, 66 (2013) 4, 18–21.
- [4] BOŘUTA, J., et al. Plastometrický výzkum deformačního chování řízeně tvářených materiálů. *Hutnické listy*, 61 (2008) 1, 80–87.
- [5] SCHINDLER, I., et al. Deformační chování pružinové oceli 51CrV4 za tepla. *Kovárenství*, 57 (2016), 50–55.
- [6] SUN, Y.-H., ZENG, Y.-N., CAI, K.-K. Hot Ductility of Ti-V Bearing Microalloyed Steel in Continuous Casting. *Journal of iron and steel research, International*, 21 (2014) 4, 451–458.
- [7] LEE, CH.-H., et al. Hot Ductility of Medium Carbon Steel with Vanadium. *Materials Science & Engineering A*, 651 (2016), 192–197.
- [8] VEDANI, M., et al. Hot Ductility of Microalloyed Steels. *La Metallurgia Italiana*, 100 (2008) 5, 19–24.
- [9] DRÁSTÍK, F., ELFMARK, J. *Plastometry a tvařitelnost kovů*. Praha: SNTL – Nakladatelství technické literatury, 1977, 386 s.
- [10] ČSN EN 10083-2. *Oceli k zúšlechťování – Část 2: Technické dodací podmínky pro nelegované oceli*. Praha: Český normalizační institut, 2007.
- [11] ČSN EN ISO 643. *Ocel - Mikrografické stanovení velikosti zrn*. Praha: Český normalizační institut, 2013.
- [12] SCHINDLER, I., et al. Plastické vlastnosti martenzitické žáropevné oceli P92 za tepla. *Hutnické listy*, 67 (2014) 2, 13–17.
- [13] WANG, Z., et al. Effect of Grain Size on Dynamic Recrystallization and Hot-ductility Behaviors in High-nitrogen CrMn Austenitic Stainless Steel. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 45 (2014) 8, 3631–3639.
- [14] LI, J., et al. Hot Embrittlement and Effect of Grain Size on Hot Ductility of Martensitic Heat-resistant Steels. *Materials Science & Engineering A*, 677 (2016), 274–280.
- [15] WANG, X. L., YU, Y. N., WANG, E. The Effects of Grain Size on Ductility of AZ31 Magnesium Alloy. *Materials Science Forum*, 488–489 (2005), 535–538.
- [16] FARRAR, R. A., et al. The Effect of Prior Austenite Grain Size on the Transformation Behaviour of C-Mn-Ni Weld Metal. *Journal of Materials Science*, 28 (1993) 5, 1385–1390.
- [17] MEJÍA, I., et al. Hot Ductility Behavior of a Low Carbon Advanced High Strength Steel (AHSS) Microalloyed with Boron. *Materials Science & Engineering A*, 528 (2011), 4468–4474.
- [18] CHO, K.-C., et al. Effect of Niobium and Titanium Addition on the Hot Ductility of Boron Containing Steel. *Materials Science & Engineering A*, 528 (2011) 10–11, 3556–3561.