

Tvařitelnost nízkolegované CrMo oceli v širokém rozsahu deformačních podmínek

Formability of Low-alloyed CrMo Steel in Wide Range of Deformation Conditions

Bc. Ondřej Kotásek; prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.; Ing. Petr Kawulok, Ph.D.; Ing. Rostislav Kawulok, Ph.D.; Ing. Petra Váňová, Ph.D.; Ing. Kateřina Konečná; Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.; Ing. Vojtěch Ševčák; Ing. Petr Opěla, Ph.D.

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

Zkouškami jednoosým tahem do lomu byla zkoumána tvařitelnost oceli s 0,43 % C, 0,80 % Mn, 0,27 % Si, 1,01 % Cr, 0,19 % Mo a 0,0044 % N v rozsahu teplot 800 – 1375 °C a středních deformačních rychlostí 0,0073 – 63 s⁻¹. Tažnost plynule rostla s teplotou až do teploty cca 1335 °C a pak prudce klesala v důsledku přehřátí a spálení materiálu. Teplota nulové tažnosti se pravděpodobně nachází v teplotním intervalu 1360 až 1370 °C. Pro teploty odpovídající nízké, resp. vysoké tvařitelnosti (tj. 900 anebo 1280 °C) byly aplikovány zkoušky tahem v rozsahu deformační rychlosti 0,00074 – 63 s⁻¹. Při teplotě 900 °C rostla tažnost se zvyšující se deformační rychlostí lineárně a poměrně mírně. V případě teploty 1280 °C bylo možno danou závislost s dobrou přesností popsat polynomem 2. stupně, přičemž nárůst tažnosti s rostoucí deformační rychlostí byl strmější než při nízké teplotě. Obě křivky se protnuly při deformační rychlosti cca 27 s⁻¹. Ani v aplikovaném rozsahu 5 řádů se nepodařilo určit hodnotu deformační rychlosti odpovídající lokálnímu maximu tvařitelnosti – to lze v případě vysokých teplot očekávat, ale asi ještě u řádově vyšších deformačních rychlostí. Strukturní analýzy potvrdily teoretický předpoklad, že vliv deformační rychlosti na tvařitelnost zkoumané oceli závisí na vývoji mikrostruktury v průběhu zkoušky tahem.

Klíčová slova: nízkolegovaná ocel Cr-Mo ocel; tažnost za tepla; deformační rychlost; mikrostruktura

The formability of continuously cast steel with 0.43 % C, 0.80 % Mn, 0.27 % Si, 1.01 % Cr, 0.19 % Mo and 0.0044 % N in the austenite region from 800 to 1,375 °C and with mean strain rate of 0.0073 – 63 s⁻¹ was studied by means of the uniaxial tensile tests performed on the hot deformation simulator Gleeble 3800. Samples with a measured (uniformly heated) length of 20 mm were resistively heated directly to the test temperature. Ductility increased steadily to a temperature of approx. 1,335 °C and then dropped sharply as a result of overheating and burning of the material. The zero ductility temperature is probably between 1,360 and 1,370 °C. For temperatures corresponding to low or to high formability (i.e., 900 °C or 1,280 °C), tensile tests were performed at a crossbeam speed range of 0.02 – 2,000 mm·s⁻¹; this corresponded to a mean strain rate in the range of 0.00074 – 63 s⁻¹. At a temperature of 900 °C, ductility increased linearly and relatively moderately with the increasing strain rate. At a temperature of 1,280 °C, the relationship could be described by the polynomial of the 2nd degree, with the increase in ductility at increasing strain rate steeper than at low temperature. Both curves intersect at a strain rate of approx. 27 s⁻¹. As a result, at a strain rate of approx. 60 s⁻¹, ductility was more favorable at a temperature of 1,280 °C, while a strain rate of approx. 0.00075 s⁻¹ resulted in a higher ductility at 900 °C – in both cases the difference was approx. 40 %. Even in the applied range of 5 orders, it was not possible to determine the value of the strain rate corresponding to the local maximum of formability – this can be expected in the case of high temperatures, but probably at even higher strain rates. Metallographic analysis of the samples and scanning electron micrographs of fracture surfaces confirmed the theoretical assumption that the effect of strain rate on the formability of the studied steel depended on the development of the microstructure in the course of a tensile test.

Key words: low-alloyed Cr-Mo steel; hot ductility; strain rate; microstructure

Vliv deformační rychlosti na tvařitelnost ocelí za tepla je problém zajímavý, ale celosvětově zkoumaný méně intenzivně než např. vliv tvářecí teploty. Důvodem je zejména experimentální náročnost (nezbytnost dosahování dostatečně širokého intervalu deformační rychlosti, což ne každé laboratorní zařízení snadno splňuje) a značná komplexnost problematiky, odvíjející se od

rozmanitého chemického složení ocelí a různých materiálových aspektů jejich deformačního chování. Tomu odpovídají i ne vždy zcela kompatibilní poznatky různých výzkumníků.

Změnou deformační rychlosti $\dot{\epsilon}$ (s⁻¹) je ovlivňována tvařitelnost materiálu při spojitě deformaci do lomu přes

různé faktory: strukturní složení, velikost výchozího zrna, pevnost a čistota hranic zrn, kinetika dynamické rekrytalizace, vliv deformačního tepla, deformačně indukovaná precipitace aj. BULAT a kol. [1] rozlišují v rozsahu 50 – 90 % z absolutní teploty tání různé trendy dle typu oceli. Tvařitelnost čistých, jemnozrných ocelí se při zvýšení deformační rychlosti mění jen málo. U hrubozrných ocelí (např. s lící strukturou) se tvařitelnost s růstem deformační rychlosti zvyšuje až do jistého maxima a pak klesá; poloha maxima tvařitelnosti je ovlivněna mírou zpevnění zrn. U jemnozrných dvoufázových ocelí se při nízkých deformačních rychlostech projevuje až superplasticita. Podle NORSTRÖMA a JOHANSSONA [2] způsobuje u uhlíkových ocelí snížení deformační rychlosti pokles tvařitelnosti při nízkých teplotách (až 800 °C), ale naopak nárůst tvařitelnosti při teplotách vysokých (až 1200 °C). SUZUKI, NISHIMURA a YAMAGUCHI [3] studovali tvařitelnost uhlíkových ocelí při teplotách 900 – 1200 °C a deformačních rychlostech 10^{-3} – 10^0 s⁻¹. Po natavení a solidifikaci vzorků nezjistili prakticky žádný vliv deformační rychlosti u ocelí s nízkým obsahem síry, ale složitý vliv u ocelí s vysokým obsahem síry a nízkým poměrem Mn/S (0,12 C; 0,012 S; 0,35 Mn; zde i dále vše v hm. %) – nejmenší hodnota zúžení při zkoušce tahem byla zaznamenána při $\dot{\epsilon} = 0,5$ s⁻¹. Kvalitativně obdobné výsledky obdržel ARIKAN [4] v případě zkoušení peritektické oceli s 0,109 % C v nebyvale širokém rozsahu deformační rychlosti 10^{-5} – 10^2 s⁻¹. Tepelná historie litého materiálu ovšem může významně ovlivnit jeho deformační chování. Tvařitelnost oceli CMnNbAl zkoušená přímo na natavených a utužených vzorcích byla např. vyšší než po ochlazení a ohřevu natavených vzorků [5]. HURTADO-DELGADO A MORALES [6] u obdobné mikrolegované oceli zaznamenali pokles tvařitelnosti s rostoucí deformační rychlostí (ale jen ve zkušebním intervalu 10^{-4} – 10^{-3} s⁻¹). Při nízkých deformačních rychlostech dominoval při vzniku lomu mechanismus růstu dutin, zatímco při vysokých deformačních rychlostech rozhodovala nukleace velkého množství malých dutin. U oceli 30Cr2Ni4MoV popsali HE a kol. [7] jednoduchou mocninovou funkcí příznivý účinek nižší deformační rychlosti (10^{-3} – 10^0 s⁻¹) na tvařitelnost v rozsahu teplot 950 – 1300 °C.

Vděčným typem materiálu pro dané výzkumy jsou austenitické korozivzdorné oceli; strukturní analýzy přetržených vzorků nejsou komplikovány fázovými transformacemi, probíhajícími během ochlazování ze zkušební teploty. TAN a kol. [8] zjistili u žáruvzdorné oceli Super304H nárůst tvařitelnosti při zvyšování teploty (800 – 1000 °C) a deformační rychlosti (jen 10^{-1} – 10^0 s⁻¹). DUAN a LIU [9] pozorovali u oceli 316LN nukleaci dutin přednostně podél hranic zrn, hlavně v trojných uzlech; důležitý byl při tom účinek dekoheze na rozhraní matrice a vměstků Al₂O₃. HOU a ZHU [10] zaznamenali v rozsahu teplot 950 – 1300 °C příznivý vliv klesající deformační rychlosti (10^{-1} – 10^1 s⁻¹) na tvařitelnost bramy válcované z oceli Cr15Mn9Cu2NiN, ale tento vliv byl silnější v podpovrchové vrstvě s jemnozrnější strukturou

a výskytem delta feritu oproti středové oblasti. Zvyšování deformační rychlosti vedlo ve struktuře s mezifázovými rozhraními ferit/austenit přes zpevňování obou těchto složek k vyšší koncentraci napětí na hranicích austenitických zrn a ke vzniku trhlin. Obdobné komplikace vlivem dvoufázové struktury byly popsány u duplexní korozivzdorné oceli 2205 (0,024 C; 22 Cr; 5,3 Ni; 3,4 Mo; 1,7 Mn; 0,17 Cu; 0,17 N). Prodloužení do lomu bylo největší při nejnižší rychlosti přičniku při zkoušce tahem, ale negativní dopad zvyšování této rychlosti (0,98 – 10 mm·min⁻¹) byl mnohem výraznější při teplotě 900 °C než při teplotě 1100 °C. S rostoucí teplotou roste podíl feritu, do něhož se při teplotě 1100 °C soustřeďuje většinový podíl deformace oproti ostrůvkům tvrdšího, prakticky nedeformovaného austenitu. Ty mají ve struktuře podobný vliv jako vměstky obtékané zbývajícím materiálem [11]. Rozdíl deformace v obou fázích je zodpovědný za intenzivní smykové deformace na mezifázových rozhráních, za jejich pokluz, resp. až za vznik klínových trhlin podél rozhraní směrem do měkčí feritické fáze.

Vliv feritu na tvařitelnost uhlíkových ocelí je samozřejmě významný až při nízkých teplotách [12] (610 – 750 °C, zkoumáno při deformační rychlosti 10^{-4} – 10^{-2} s⁻¹). Vyšší deformační rychlosti brání vzniku deformačně indukovaného feritu po hranicích austenitických zrn. Nižší deformační rychlost umožňuje úplné uzdravení tohoto feritu, jehož filmy po hranicích zrn se stávají mnohem měkčími než austenit – to vede ke snížení tvařitelnosti. Další komplikace přináší v mikrolegovaných ocelích dynamická precipitace karbonitridů niobu, či dokonce na železo bohatých sulfidů (Fe, Mn)S [13]. DEPREZ, BRICOUT a OUDIN [14] zkoumali tvařitelnost Nb-V mikrolegovaných ocelí v rozsahu teplot 700 – 1000 °C a deformačních rychlostí 10^{-3} – 10^{-1} s⁻¹; zjistili její závislost na kombinaci různých faktorů – velikosti austenitického zrna, jeho rekrytalizaci, distribuci segregací a dynamické precipitaci směsných karbonitridů niobu a vanadu.

Vyloučíme-li praskání způsobené lícími vadami, vměstky apod., pak hlavním mechanismem lomu v ocelích za tepla je spojování prasklin způsobené rozvojem klínových trhlin, které vznikají na trojných uzlech pokluzem hranic zrn [15]. Vysoká vysokoteplotní tvařitelnost slitin na bázi hliníku či alfa železa (tzn. s vysokou energií vrstevné chyby, se snadným průběhem zotavování) je dána schopností krystalové mřížky akomodovat tento pokluz a obecně jej snižovat zoubkováním hranic zrn, které probíhá interakcí s hranicemi subzrn. U slitin s nízkou energií vrstevné chyby (typicky např. na bázi gama železa) je zotavení potlačeno na úkor rekrytalizace a akomodace pokluzu i zoubkování hranic zrn jsou nedostatečné. Vysokoteplotní tvařitelnost je zlepšována průběhem dynamické rekrytalizace, která uvolňuje napětěvé koncentrace a posouvá hranice zrn mimo stávající trhliny, čímž je bráněno jejich rozvoji. Klíčový je obecný poznatek, že tvařitelnost za tepla závisí spíše na vývoji mikrostruktury ovlivněné deformační rychlostí, než na deformační rychlosti samotné – její účinek je tedy především nepřímý, zprostředkovaný [16].

1. Popis experimentu

Cílem prací bylo stanovit na základě laboratorních testů termomechanické podmínky, při nichž je tvařitelnost středněuhlíkové nízkolegované CrMo oceli nejvyšší. Zkoumaná ocel byla dodána v litém stavu a měla následující chemické složení: 0,43 C; 0,80 Mn; 0,27 Si; 0,012 P; 0,011 S; 1,01 Cr; 0,19 Mo; 0,029 Al; 0,0044 N. Válcovité vzorky pro zkoušení jednoosým tahem o průměru 10 mm se závitů na obou koncích byly odebrány z oblasti kolumnárních krystalů, rovnoběžně se směrem plynulého lití předlitku. Testování probíhalo na simulátoru Gleeble 3800 po odporovém ohřevu vzorku rychlostí $10\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ a výdrži na teplotě po dobu 300 s. Aplikované čelisti pro uchycení vzorku byly z austenitické korozivzdorné oceli, typu „hot grips“, a zajišťovaly ohřívanou (měřenou) délku 20 mm.

V první etapě byl zkoumán vliv teploty na tažnost za tepla (resp. relativní prodloužení do lomu) A_T (%) při konstantní rychlosti příčnicku $20\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Teplotní rozsah byl volen v intervalu od 800 °C až do teploty nulové tažnosti. Na základě získaných výsledků byly zvoleny dvě teplotní hladiny pro určení vlivu deformační rychlosti na tvařitelnost – 900 °C a 1280 °C . Při nich byly aplikovány zkoušky tahem při nominálních rychlostech příčnicku 0,02; 0,2; 2; 200; $2000\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Široký rozsah rychlosti (5 řádů) měl umožnit případnou lokalizaci deformační rychlosti spojené s nejvyšší tvařitelností. Všechny vzorky byly po přetržení ochlazovány volně, bez řízení rychlosti ochlazování či fixace strukturního stavu kalením vodními tryskami.

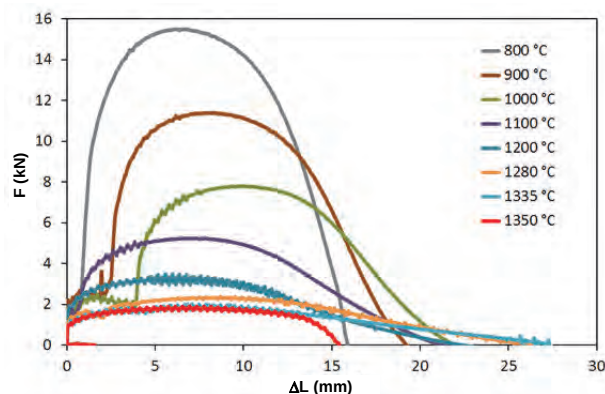
2. Teplotní závislost tvařitelnosti

Na obr. 1 jsou uvedeny příklady výsledků získaných při nominální rychlosti příčnicku $20\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Snímek vzorků po přetržení i závislosti síly F (kN) na prodloužení ΔL (mm) dokumentují odlišné deformační chování zkoumané oceli při různých teplotách. Zvláštní je „dvoustupňový“ tvar některých křivek na obr. 1b. Zejména v případě teploty 1000 °C se vyskytuje prodleva ve zvyšování síly při abnormálně velkém prodloužení, což nelze vysvětlit ani mechanikou testu, ani projevem výrazné meze kluzu.

Pro každý test s nenulovou tažností byla zjednodušeně vypočtena střední hodnota deformační rychlosti jako podíl rychlosti příčnicku a střední délky měřené části tyče; ta zahrnovala délku výchozí (20 mm) a konečnou (20 mm + celkové prodloužení do lomu). V závislosti na konkrétní tažnosti vyšly takto definované hodnoty deformační rychlosti v intervalu $0,59 - 0,72\text{ s}^{-1}$. Dále byly vypočteny hodnoty A_T jako procentuální podíl ΔL a výchozí měřené délky vzorku, resp. smluvní mez pevnosti za tepla R_{mT} (MPa) jako podíl maximální naměřené síly a počáteční průřezové plochy vzorku o průměru 10 mm.



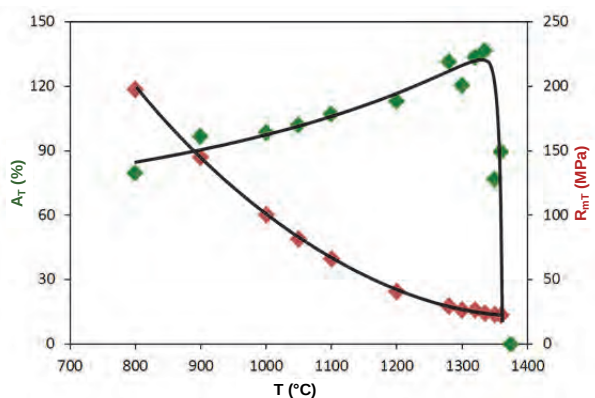
a) tvar zkušebních vzorků po přetržení
a) shape of the tested samples after rupture



b) závislosti síly na prodloužení
b) force-elongation dependences

Obr. 1 Teplotou ovlivněné deformační chování při zkoušení tahem – rychlost příčnicku $20\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig. 1 Deformation behavior influenced by temperature at tensile testing – crossbeam speed of $20\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$



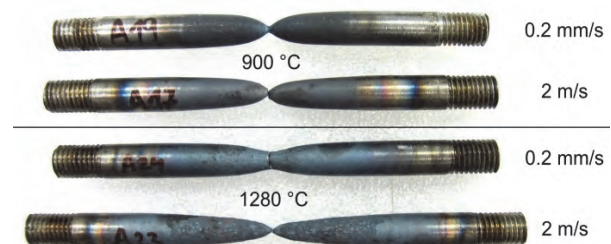
Obr. 2 Teplotní závislosti tažnosti a meze pevnosti pro rychlost příčnicku $20\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig. 2 Temperature dependence of ductility and tensile strength at crossbeam speed of $20\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

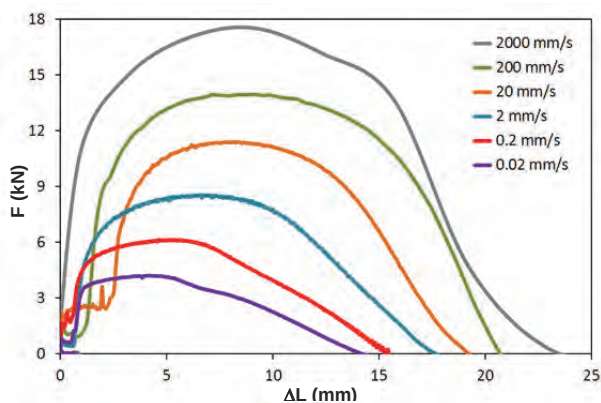
Monotónní průběh R_{mT} na obr. 2 dokazuje, že celý použitý teplotní rozsah zkoušení odpovídá austenitické oblasti. Tvařitelnost plynule roste s teplotou až do cca 1335 °C a pak prudce klesá v důsledku přehřátí a spálení materiálu. Teplota nulové tažnosti se nachází pravděpodobně mezi 1360 a 1370 °C ; při teplotě 1375 °C praskl vzorek již během ohřevu.

3. Vliv deformační rychlosti na tvařitelnost

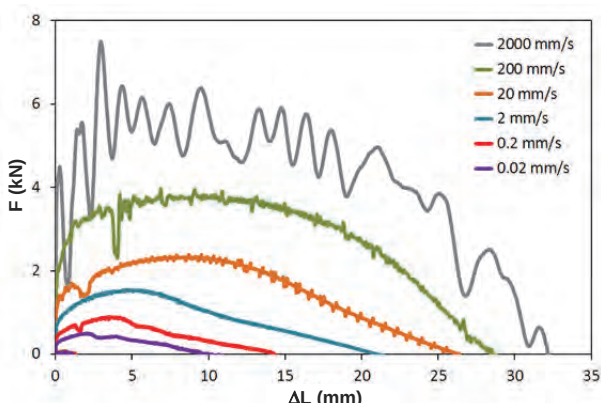
Na obr. 3 jsou uvedeny další relevantní příklady tvaru přetržených vzorků a závislosti síly na prodloužení. Z obr. 3a je zřejmé, že vliv deformační rychlosti na deformační chování je v případě teploty 900 °C mnohem méně významný než při teplotě 1280 °C. I u této sady zkoušek byly vypočteny střední hodnoty deformační rychlosti – pohybovaly se v rozsahu 0,00074 – 63 s⁻¹.



a) tvar zkušebních vzorků po přetržení
a) shape of the test samples after rupture



b) závislosti síly na prodloužení při teplotě 900 °C
b) force-elongation dependences at temperature of 900 °C

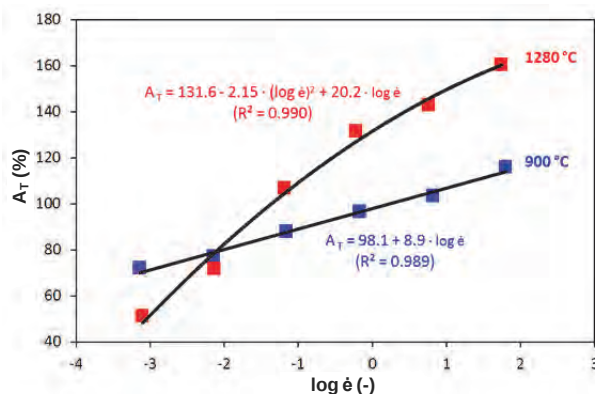


c) závislosti síly na prodloužení při teplotě 1280 °C
c) force-elongation dependences at temperature of 1,280 °C

Obr. 3 Závislost síly na prodloužení při různých rychlostech tváření a teplotách u zkoušek tahem

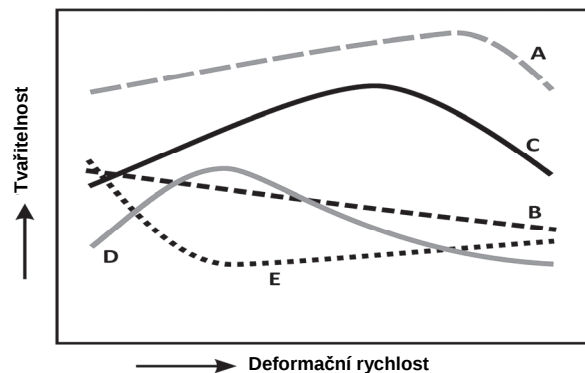
Fig. 3 Dependence of force on elongation at various forming speeds and temperature at the tensile test

Graf na obr. 4 dokumentuje vliv deformační rychlosti na tvařitelnost při obou teplotních hladinách. Při teplotě 900 °C roste tažnost se zvyšující se deformační rychlostí lineárně a poměrně mírně. V případě teploty 1280 °C lze danou závislost s dobrou přesností popsat kvadratickou rovnicí, přičemž nárůst tažnosti s rostoucí deformační rychlostí je strmější než při nízké teplotě. Je ovšem zajímavé, že obě křivky se protínají při $\dot{\epsilon} \approx 27 \text{ s}^{-1}$. V důsledku toho vyšla při $\dot{\epsilon} \approx 60 \text{ s}^{-1}$ tažnost výrazně příznivěji (téměř o 40 %) pro teplotu 1280 °C, zatímco pro $\dot{\epsilon} \approx 0,00075 \text{ s}^{-1}$ vykazuje materiál o 40 % vyšší tažnost při teplotě 900 °C.



Obr. 4 Závislost tažnosti na deformační rychlosti při teplotách 900 °C a 1280 °C

Fig. 4 Dependence of ductility on strain rate at temperatures of 900 °C and 1,280 °C



Obr. 5 Vliv deformační rychlosti na tvařitelnost ocelí za středních tvářecích teplot – podle [17]

Fig. 5 Effect of strain rate on formability of steels at medium forming temperatures – according to [17]

Strakoš [17] sestavil na základě vlastních rozsáhlých experimentů (prováděných v rozsahu teplot většinou 800 – 1280 °C a deformačních rychlostí při kroucení 10⁻² – 10⁰ s⁻¹) schéma vlivu deformační rychlosti na tvařitelnost různých typů oceli (obr. 5). Křivka **A** odpovídá feritickým ocelím, křivka **B** hrubozrnným ocelím s nízkou energií vrstevné chyby i nízkou tvařitelností (efekt zvýšení rychlosti dynamické rekrytalizace vlivem deformační rychlosti je potlačen převládajícím vlivem velkého zrna), křivka **C** uhlíkovým i středně legovaným ocelím, křivka **D** ocelím

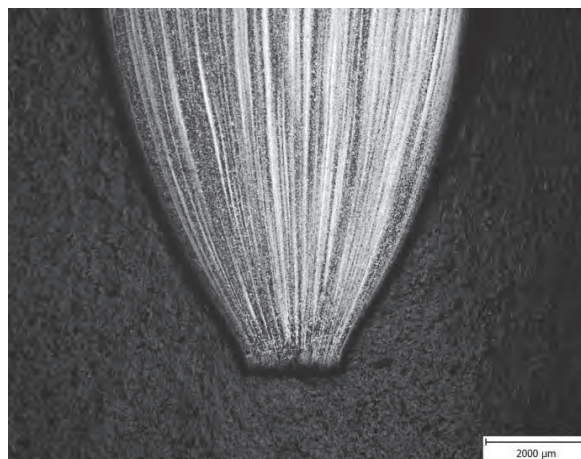
austenitickým a mikrolegováním (zvýšením deformační rychlosti roste deformační odpor i deformační teplo, zrychluje se rekrytalizace a zjemňuje zrna), křivka E pak CrNiMo oceli (vlivem legujících přísad deformační rychlost převyšuje rychlost zbrzděné dynamické rekrytalizace, a tím se snižuje tvařitelnost do jistého minima). Výsledky získané zde na zkoumané CrMo oceli nejvíce odpovídají křivce C, ale bez dosažení lokálního maxima tvařitelnosti. To je zvláštní zjištění s ohledem na dosažení řádově vyšších deformačních rychlostí při zkoušce ve srovnání se zkouškou krutem využívanou v [17].

Paradoxně asi nejvíce se zde dosaženým výsledkům blíží poznatky WANGA a kol. [16], získané ovšem na austenitické oceli s 0,084 C, 18 Mn, 18 Cr a 0,6 N (při teplotách 900 – 1200 °C a deformačních rychlostech 10^{-3} – 10^1 s $^{-1}$). Byl prakticky vždy zaznamenán příznivý vliv rostoucí deformační rychlosti na tvařitelnost, ale tento efekt se při různých teplotách tváření lišil. Nukleační místa trhlín byla lokalizována primárně na hranicích zrn a nebyla ovlivněna deformační rychlostí. Při teplotě 1200 °C podporovala vyšší deformační rychlost zjemňování zrna rychleji probíhající dynamickou rekrytalizací a bránila vzniku lomu; při nejnižší deformační rychlosti však situaci komplikovalo dynamické zotavení a transkrystalické lomy. Při teplotách 900 – 1000 °C a nízkých deformačních rychlostech rostl gradient deformace z vnitřní oblasti zrn k jejich hranicím, a tato heterogenita deformace snižovala tvařitelnost.

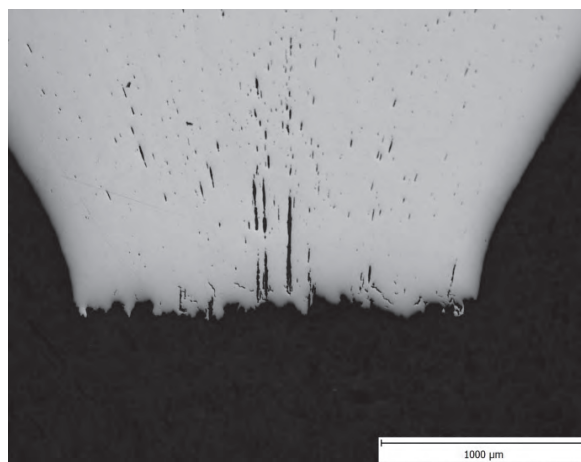
Studovaná CrMo ocel byla chemickým složením blízká oceli s 0,41 C, 0,49 Mn, 1,05 Cr a 0,22 Ni (s přidavkem niklu namísto molybdenu). Tvařitelnost této oceli se jmenovaným chemickým složením byla zkoumána NORSTRÖMEM A JOHANSSONEM [2] v teplotním rozsahu 800 – 1200 °C při deformačních rychlostech 0,00025 s $^{-1}$ a 0,05 s $^{-1}$. Při teplotách zhruba pod 930 °C se tvařitelnost, vyjádřená redukcí průřezu vzorku, s rostoucí deformační rychlostí zlepšovala, při vyšších teplotách naopak snižovala – tento trend je tedy opačný oproti výsledkům u CrMo oceli publikovaným v této práci. Příslušné jevy byly vysvětlovány různým průběhem dynamických uzdravovacích procesů (zotavení vs. rekrytalizace) s upozorněním na možnou roli creepového mechanismu.

Obecně vyšší deformační rychlost vede k homogennější distribuci deformace, tvorbě jemnějších dynamicky rekrytalizovaných zrn a brzdí zotavení – to vede ke zlepšování tažnosti. Na druhé straně vyšší deformační rychlost má za následek menší rozvoj dynamické rekrytalizace, což podporuje praskání za tepla. Vliv deformační rychlosti na tvařitelnost tedy závisí na vývoji mikrostruktury. Existuje-li rovnováha mezi pozitivními a negativními dopady těchto strukturních dějů, nebo jsou-li změny deformační rychlosti příliš malé, vliv deformační rychlosti na tvařitelnost je nevýznamná [16].

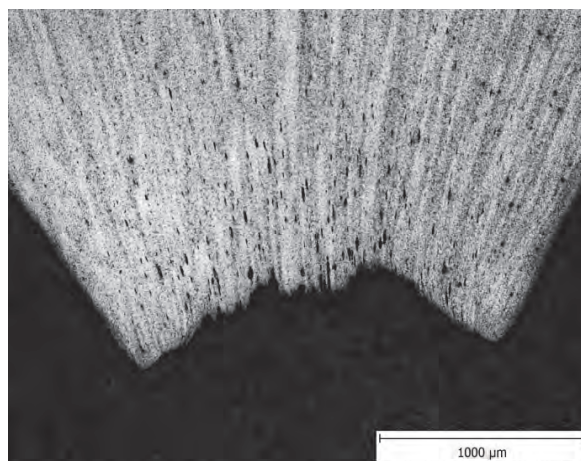
4. Metalografické analýzy



a) rychlost příčniku 0,2 mm·s $^{-1}$
a) crossbeam speed 0.2 mm·s $^{-1}$



b) rychlost příčniku 0,2 mm·s $^{-1}$, neleptaný stav
b) crossbeam speed 0.2 mm·s $^{-1}$, non-etched state



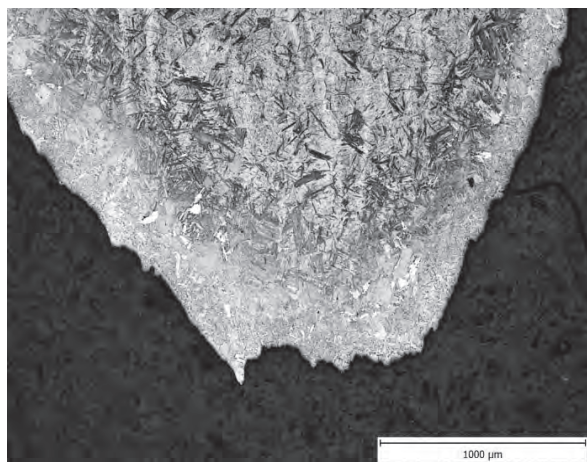
c) rychlost příčniku 2 m·s $^{-1}$
c) crossbeam speed 2 m·s $^{-1}$

Obr. 6 Metalografické snímky vzorků tvářených při teplotě 900 °C
Fig. 6 Metallographic micrographs of the samples formed at temperature of 900 °C

Strukturní analýzy byly komplikovány vznikem základních složek během ochlazování přetrženého vzorku, což často znemožňovalo získat solidní informace o velikosti

zrna v oblasti blízké lomu vzorku. Každopádně se projevilo, že při teplotě 900 °C byla výsledná struktura jemnozrnná po tváření nízkou i vysokou rychlostí (obr. 6). Vlákňitost struktury (obr. 6.a) je pravděpodobně důsledkem licích segregací. Na obr. 6b je na neleptaném výbrusu dobře vidět různý charakter a orientace trhlin, resp. dutin v různé vzdálenosti od lomové plochy. Jejich hustota se směrem k lomové ploše a k ose vzorku, kde je tahové napětí největší, logicky zvětšuje.

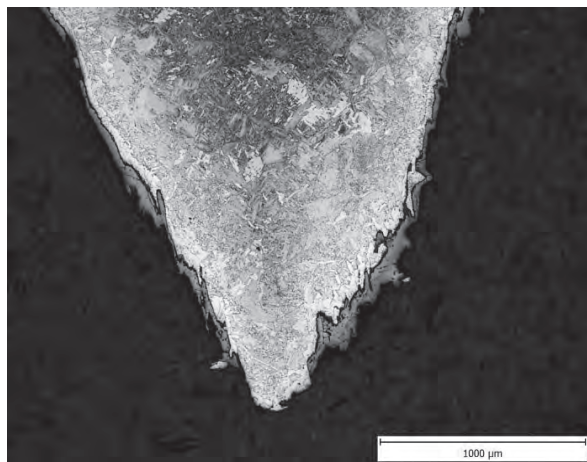
Struktura vzorků testovaných při teplotě 1280 °C je výrazně hrubozrnnější, ale pravděpodobně vzniklá vlivem dostatečně vysokého stupně deformace rekrytalizovaného austenitu (obr. 7).



Obr. 7 Metallografický snímek vzorku tvářeného při teplotě 1 280 °C (rychlost příčnicku 2 m·s⁻¹)

Fig. 7 Metallographic micrograph of the sample formed at temperature of 1,280 °C (crossbeam speed of 2 m·s⁻¹)

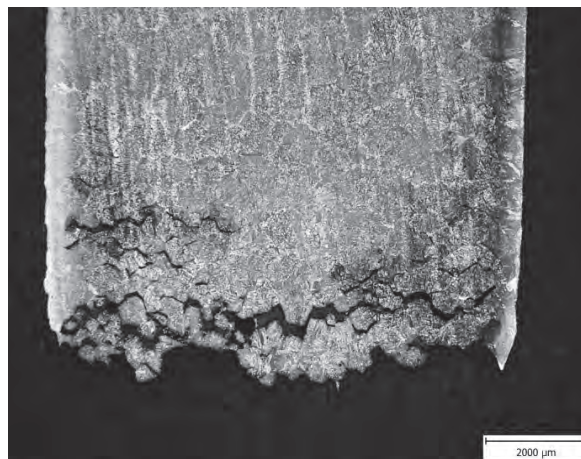
V případě tvářecí teploty 1335 °C již nelze míru dynamické rekrytalizace austenitu hodnotit; vzorek vykazuje v oblasti největšího zúžení četné a hluboké povrchové defekty (obr. 8). Vzorek je na povrchu výrazně oduhličen a zoxidován.



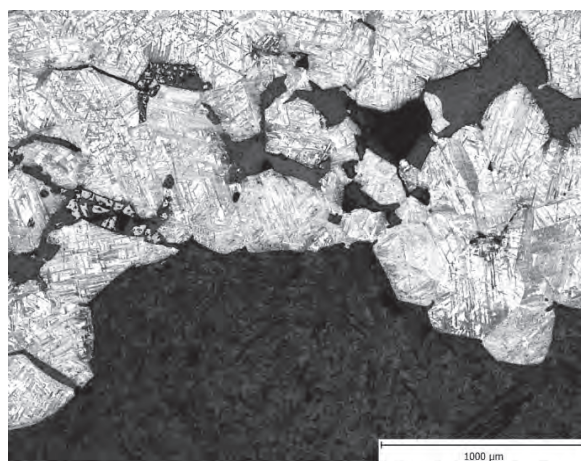
Obr. 8 Metallografický snímek vzorku tvářeného při teplotě 1335 °C (rychlost příčnicku 20 mm·s⁻¹)

Fig. 8 Metallographic micrograph of the sample formed at temperature of 1,335 °C (crossbeam speed of 20 mm·s⁻¹)

Nulová tvařitelnost silně přehřátého materiálu při teplotě 1375 °C se projevila mnoha příčně orientovanými interkrystalickými trhlinami, a to i v poměrně výrazné vzdálenosti (i okolo 3 mm) od lomové plochy (obr. 9). Projevy spálení oceli nebyly metalograficky prokazatelné.



a) okolí lomové plochy
a) vicinity of the fracture surface



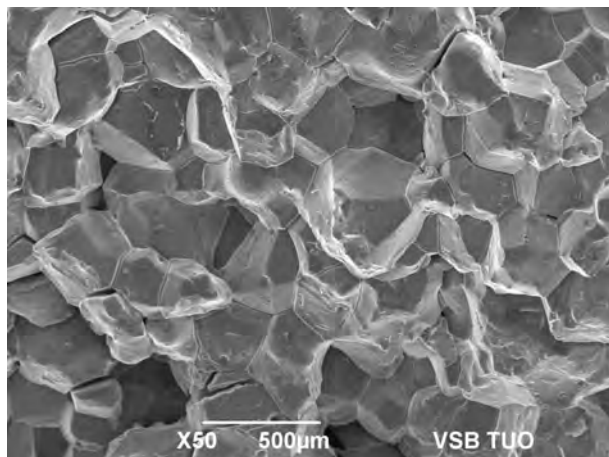
b) zhrublé zrno a interkrystalické trhliny
b) coarsened grains and intergranular cracks

Obr. 9 Metallografický snímek vzorku testovaného při teplotě 1375 °C (lom již při ohřevu)

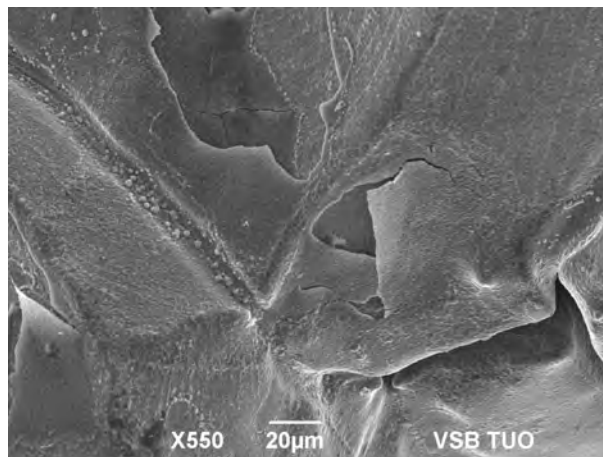
Fig. 9 Metallographic micrograph of the sample tested at temperature of 1,375 °C (fracture already in the course of heating)

5. SEM analýza vybraných lomů

Na skenovacím elektronovém mikroskopu byly zkoumány tři vzorky s dostatečně velkými lomovými plochami. Po ohřevu na teplotu 1375 °C došlo k lomu už při nulové deformaci, a to v důsledku výrazného zhrubnutí zrna a spálení materiálu (obr. 10). Je zřejmé, že zrna na povrchu interkrystalického lomu byla pokryta dvěma tenkými oxidickými vrstvami, které se delaminují a odlupují. Spodní vrstva vznikla pravděpodobně během ohřevu vzorku na teplotu tváření, vrchní vrstva až v průběhu ochlazování po přetržení vzorku.



a) interkrystalický křehký lom
a) intergranular brittle fracture



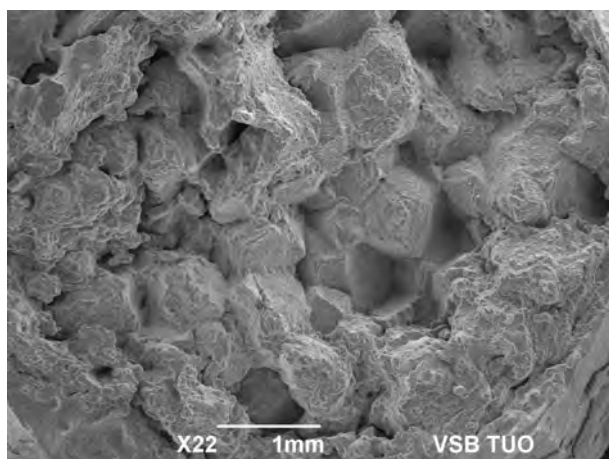
b) detail oxidických vrstev na hranicích zrn
b) detail of oxide layers on the grain surfaces

Obr. 10 Lomová plocha vzorku taženého rychlostí $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ při teplotě 1375 °C

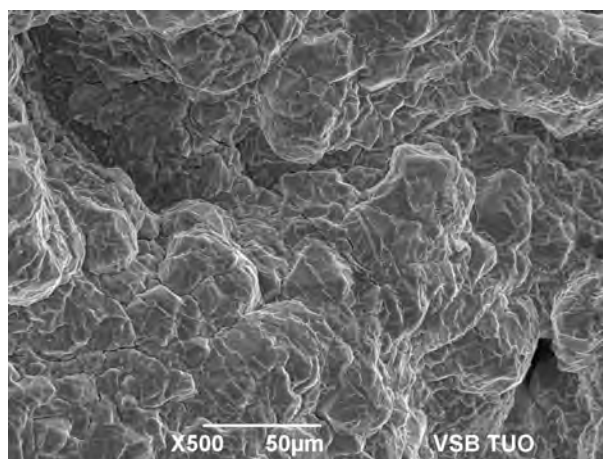
Fig. 10 Fracture surface of the sample elongated by speed of $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ at temperature of $1,375 \text{ °C}$

Snížení teploty na 1350 °C vedlo ke vzniku smíšených lomů – s výraznějším reliéfem připomínajícím

v makropohledu houževnatý lom (obr. 11).



a) známky křehkého a houževnatého lomu
a) signs of brittle and ductile fracture



b) interkrystalické a transkrystalické trhliny
b) intergranular and transgranular cracks

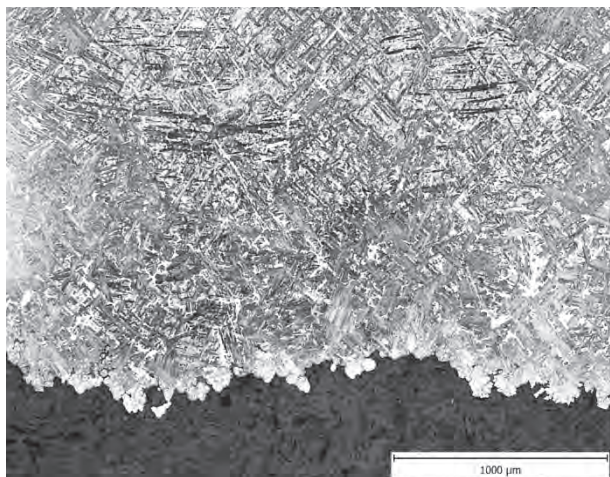
Obr. 11 Lomová plocha vzorku taženého rychlostí $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ při teplotě 1350 °C

Fig. 11 Fracture surface of the sample elongated by speed of $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ at temperature of $1,350 \text{ °C}$

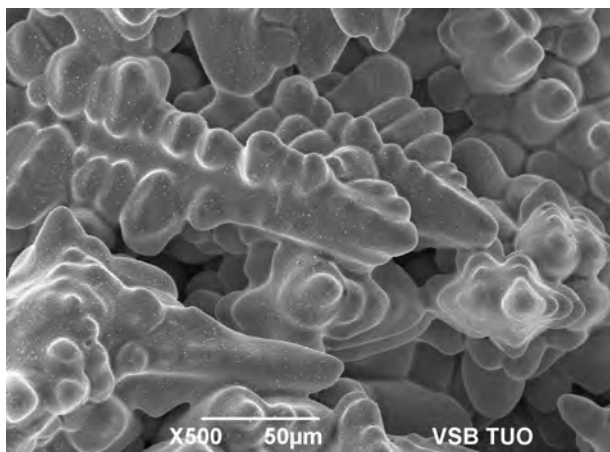
Při vyšším zvětšení vykazuje lomová plocha převážně interkrystalický charakter, hrubý ve středové části, velmi jemný v oblastech okrajových, s příčnými sekundárními trhlinami. Opět se zde projevila výrazná oxidace povrchu i lomové plochy.

Analýza struktury a lomových ploch vzorků tvářených kombinací vysoké teploty a nízké deformační rychlosti

byla komplikována projevy lokálního natavení vzorků. K tomu docházelo až po vzniku lomu, kdy velmi pomalé oddalování obou částí vzorku bylo provázáno neměřitelným nárůstem teploty v době před zastavením odporového ohřevu. V konečném důsledku se to projevilo u lomové plochy vznikem tenké vrstvy tvořené dendrity, které jsou typickým projevem tuhnutí oceli z tekuté fáze (obr. 12).



a) metalografický snímek hrubozrné struktury zakalené s natavenou lomovou plochou
a) Metallographic micrograph of coarse-grain quenched structure with the partially melted fracture surface



b) dendrity v povrchové oblasti
b) dendrites in surface area

Obr. 12 Mikrostruktura a lomová plocha vzorku taženého rychlostí $0,2 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ při teplotě 1280°C

Fig. 12 Microstructure and fracture surface of the sample elongated by speed of $0.2 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ at temperature of $1,280^\circ\text{C}$

6. Závěr

Zkouškami jednoosým tahem byla zkoumána tvařitelnost plynule lité středněuhlíkové oceli nízkolegované chromem a molybdenem, a to v rozsahu teplot $800 - 1375^\circ\text{C}$ a středních deformačních rychlostí $0,0073 - 63 \text{ s}^{-1}$. Tažnost plynule roste s teplotou až do teploty cca 1335°C a pak prudce klesá v důsledku přehřátí a spálení materiálu. Teplota nulové tažnosti se pravděpodobně nachází v teplotním intervalu 1360 až 1370°C .

Při teplotě 900°C roste tažnost se zvyšující se deformační rychlostí lineárně a poměrně mírně. V případě teploty 1280°C lze danou závislost popsat polynomem 2. stupně, přičemž nárůst tažnosti s rostoucí deformační rychlostí je strmější než při nízké teplotě.

Obě křivky se překvapivě protínají při deformační rychlosti cca 27 s^{-1} . V důsledku toho vyšla při deformační rychlosti 60 s^{-1} tažnost o 40 % vyšší pro teplotu 1280°C , zatímco pro deformační rychlost $0,00075 \text{ s}^{-1}$ vykazuje ocel o 40 % vyšší tažnost při teplotě 900°C . Takového deformačního chování je unikátní.

Metalografické analýzy a SEM lomových ploch potvrdily, že při experimentu hrála důležitou roli relace mezi deformační rychlostí a průběhem dynamické rekrystalizace austenitu. Nepříznivý vliv hrubnutí zrna při vysokých teplotách (až do 1335°C) byl kompenzován přirozeným růstem tvařitelnosti se zvyšující se teplotou. Při kombinaci vysoké teploty a nízké rychlosti tváření bylo zaznamenáno lokální přetrvání dendritické struktury a netradiční smíšený lom. To evokuje úvahy o možném vlivu creepového mechanismu za jistých deformačních podmínek.

Ani v aplikovaném rozsahu 5 řádů se nepodařilo určit hodnotu deformační rychlosti odpovídající lokálnímu maximu tvařitelnosti; to lze očekávat až u řádově vyšších deformačních rychlostí, ale pouze v případě vysokých teplot.

Poděkování

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

Literatura

- [1] BULAT, S. I. et al. *Děformirujemost' strukturno neodnorodnykh stalej i splavov*. Moskva: Metallurgija, 1975.
- [2] NORSTÖM, L., JOHANSON, B. Hot Ductility – a Matter of Strain Rate. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 11 (1982) 2, 139–142.
- [3] SUZUKI, G., NISHIMURA, S., YAMAGUCHI, S. Characteristics of Hot Ductility in Steels Subjected. *Transactions ISIJ*, 22 (1982) 1, 48–56.
- [4] ARIKAN, M.: Hot Ductility Behavior of a Peritectic Steel during Continuous Casting. *Metals*, 5 (2015) 2, 986–999.
- [5] CROWTHER, D. N., MINTZ, B. Influence of Grain Size on Hot Ductility of Plain C–Mn Steels. *Materials Science and Technology*, 2 (1986) 9, 951–955.
- [6] HURTADO-DELGADO, E., MORALES, R.D.: Hot Ductility and Fracture Mechanisms of C–Mn–Al Steels. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 32 (2001) 5, 919–927.
- [7] HE, J., CUI, Z., CHEN, F. et al. The New Ductile Fracture Criterion for 30Cr2Ni4MoV Ultra-super-critical Rotor Steel at Elevated Temperatures. *Materials & Design*, 52 (2013) 2, 547–555.
- [8] TAN, S., WANG, Z., CHENG, S. et al. Processing Maps and Hot Workability of Super304H Austenitic Heat-resistant Stainless Steel. *Materials Science and Engineering: A*, 51 (2009) 1–2, 312–315.
- [9] DUAN, X. W., LIU, J. S. Research on Damage Evolution and Damage Model of 316LN Steel during Forging. *Materials Science and Engineering: A*, 588 (2013) 2, 265–271.

- [10] HOU, G. Q., ZHU, L. Influence of Strain Rate on Hot Ductility of Austenitic Stainless Steel Slab. *Materials Science and Technology*, 29 (2013) 5, 568–572.
- [11] IZA-MENDIA, A., PINOL-JUEZ, A., URCOLA, J. J. et al. Microstructural and Mechanical Behavior of a Duplex Stainless Steel under Hot Working Conditions. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29 (1998) 12, 2975–2986.
- [12] MINTZ, B., JONAS, J. J. Influence of Strain Rate on Production of Deformation Induced Ferrite and Hot Ductility of Steels. *Materials Science and Technology*, 10 (1994) 8, 721–727.
- [13] MAEHARA, Y., NAGAMICHI, T. Effects of Sulphur on Hot Ductility of Niobium Containing Low Carbon Steels during Low Strain Rate Deformation. *Materials Science and Technology*, 7 (1991) 10, 915–922.
- [14] DEPŘEZ, P., BRICOUT, J. P., OUDIN, J. Tensile Test on in Situ Solidified Notched Specimens: Effects of Temperature History and Strain Rate on the Hot Ductility of Nb and Nb-V Microalloyed Steels. *Materials Science and Engineering: A*, 168 (1993) 1, 17–22.
- [15] MCQUEEN, H. J. Elevated-temperature Deformation at Forming Rates of 10^{-2} to 10^2 s $^{-1}$. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33 (2002) 2, 345–362.
- [16] WANG, Z., MENG, Q., QU, M. et al. Effect of Strain Rate on Hot Ductility Behavior of a High Nitrogen Cr-Mn Austenitic Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47 (2016) 3, 1268–1279.
- [17] STRAKOŠ, M. Vliv rychlosti deformace na tvařitelnost ocelí za studena. *Hutnické listy*, 40 (1985) 6, 396–400.



AVO jako dobrovolné sdružení právnických a fyzických osob zastupuje zájmy především těch subjektů, jejichž dosažené výsledky výzkumu a vývoje jsou v převážné míře komerčně využívány. V současné době reprezentuje na 80 členů s téměř 8 tisíci lidmi činnými v této oblasti. Je jedním sdružením v ČR, které reprezentuje aplikovaný výzkum a vývoj v podnikatelské sféře, tedy výzkum rozvíjený a provozovaný převážně z privátních zdrojů.

Proč být členem AVO?

1 Přístup k nejnovějším informacím z oblasti aplikovaného výzkumu

Zástupci AVO se podílí na tvorbě legislativy, na přípravě různých dokumentů a materiálů, sedí v radách různých dotačních programů, pravidelně se scházejí s předními politiky, hájí zájmy členů AVO a aplikovaného výzkumu obecně.

2 Propagace vaší organizace

Prostřednictvím tiskových zpráv rozesílaných všem relevantním médiím, čtvrtletního zprávoje, webových stránek AVO www.avo.cz, [blogu AVO](#), na sociálních sítích ([twitter](#), [facebook](#), [youtube](#), [slideshare](#)), v rámci různých konferencí, seminářů, workshopů a schůzek apod.

3 Možnost setkávání s podobně zaměřenými organizacemi

AVO pořádá pravidelné schůzky svých členů, kde poznáte své „konkurenty“, můžete diskutovat a řešit aktuální problémy, které vás pálí nebo se domluvit na budoucí spolupráci či partnerských projektech.

4 Bezplatné konzultace a poradenství

Přijedeme k vám a poradíme jak dosáhnout na národní i evropské dotace, jak úspěšně realizovat projekty VaV, jak se zapojit do mezinárodní spolupráce, jak optimalizovat daně apod.

www.avo.cz

