

Strukturotvorné procesy při řízeném válcování a ochlazování bezešvých trubek z mikrolegované oceli

Structure Forming Processes at Controlled Rolling and Cooling of Seamless Tubes Made of HSLA Steel

Bc. Vojtěch Ševčák¹; prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.¹; Ing. Stanislav Ruzs, Ph.D.¹; Ing. Rostislav Kawulok, Ph.D.¹; Ing. Petr Kawulok, Ph.D.¹; Ing. Petr Opěla¹; Ing. Radek Jurča²; Ing. Rostislav Turoň²; Ing. Petra Turoňová, Ph.D.²

¹ VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, Regionální materiálově technologické výzkumné centrum, 17. listopadu 15/2171, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

² TRINECKÉ ŽELEZÁRNY a.s., Průmyslová 1000, 739 61 Třinec, Česká republika

Byla studována HSLA ocel s 0,025 % Nb pro výrobu bezešvých trubek a strukturotvorné procesy spojené s jejím teplotně řízeným doválcováním a ochlazováním rychlostí $0,25\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Byl sestaven DCCT diagram po deformaci při teplotě $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ a určena teplota nulové rekystalizace, která vyšla těsně nad $850\text{ }^{\circ}\text{C}$. Bylo zjištěno, že snižování doválcovací teploty v intervalu $990 - 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ vede ke zjemňování zrna a homogenizaci výsledné mikrostruktury za určitých podmínek. Větší pokles velikosti zrna při doválcovacích teplotách pod cca $890\text{ }^{\circ}\text{C}$ je pravděpodobně způsoben zbrzděním rekystalizace precipitací ve fázi ochlazování vývalků. Vlivem malého protváření původně hrubozrnné struktury a pomalého ochlazování bylo dosaženo nejmenší velikosti zrna $17\text{ }\mu\text{m}$. Byl kvantifikován vliv doválcovací teploty na válcovací síly, přičemž bylo zjištěno 50% navýšení válcovací síly u válcování při teplotě $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ oproti válcování při teplotě $990\text{ }^{\circ}\text{C}$. Dále byly provedeny teplotně-deformační testy při různých rychlostech ochlazování v rozmezí $0,2 - 60\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ a jejich vliv na výslednou strukturu.

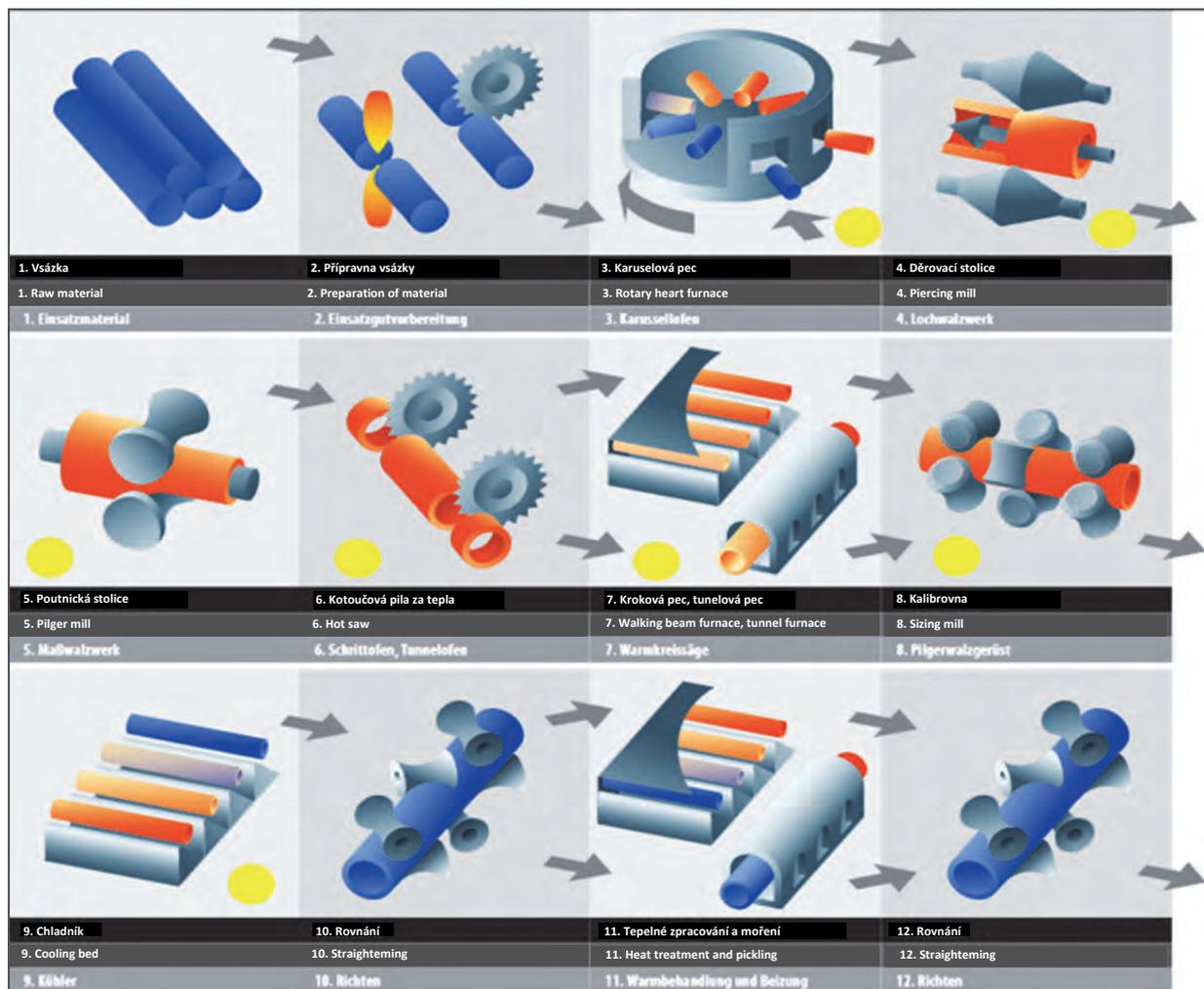
Klíčová slova: mikrolegovaná ocel; bezešvé trubky; DCCT diagram; teplota nulové rekystalizace; řízené válcování; mikrostruktura

The structure-forming processes of HSLA steel with 0.025 % of Nb associated with its temperature controlled finish rolling and cooling at the rate of $0.25\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ were examined in laboratory conditions as a simulation of rolling conditions of Big Mannesmann mill for rolling of seamless tubes. A DCCT diagram after deformation at temperature of $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ was constructed and the non-recrystallization temperature just above $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ was determined. Reduction of the finish rolling temperature in the interval from 990 to $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ led to the grain refining and to the homogenization of the resulting microstructure. A larger decrease in grain size at finish rolling temperatures below approx. $890\text{ }^{\circ}\text{C}$ is caused likely by deceleration of the recrystallization by precipitation during the cooling phase of the rolled products. Due to a small deformation of the initial coarse-grained structure and slow cooling the smallest grain size of $17\text{ }\mu\text{m}$ was achieved. The influence of the finish-rolling temperature on the rolling forces was quantified. The rolling forces were by 50 % higher for $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ than the rolling force for $990\text{ }^{\circ}\text{C}$. As part of the experiment there were also studied the effects of different cooling rates on hardness and final structure. The slow cooling rate ($0.2\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) has structure consisting mostly of ferrite and its hardness HV 30 is around 150 as for fast cooling rate ($60\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) the structure was only martensitic and its hardness HV 30 was around 400.

Key words: HSLA steel; seamless tubes; DCCT diagram; non-recrystallization temperature; controlled rolling; microstructure

Cílem prací bylo fyzikálními metodami prostudovat vybrané strukturotvorné procesy probíhající během ochlazování oceli mikrolegované niobem po teplotně řízeném doválcování bezešvých trubek s tloušťkou stěny 40 mm. Zkoumaná ocel měla chemické složení: 0,17 C – 1,1 Mn – 0,2 Si – 0,028 Al – 0,011 N – 0,025 Nb (hm. %). Experiment proběhl ve třech hlavních etapách. Nejprve byl sestaven rozpadový diagram austenitu typu DCCT, tedy s vlivem předchozí defor-

mace. Následovalo určení teploty nulové rekystalizace austenitu (NRT). Práce byly završeny zjednodušenou simulací děrování plynule litého polotovaru a prodlužování na poutnické stolici, při čemž byl určován vliv doválcovací teploty na výslednou mikrostrukturu po volném ochlazování trubek na vzduchu. Konkrétně byly napodobovány kroky 3–5 výrobního procesu na trati Velký Mannesmann v Třineckých železárnách a.s. (obr. 1).



Obr. 1 Schéma výroby trubek na trati Velký Mannesmann
Fig. 1 Scheme of Big Mannesmann for tube rolling

Vztah mezi doválcovací teplotou a NRT obecně určuje typ aplikovaného termomechanického zpracování, jehož cílem je dosažení co nejjemnějšího sekundárního zrna. Tvářeni pod NRT vede ke kumulaci zpevnění a růstu hustoty poruch krystalické mřížky, vedoucí ke zvýšení počtu vhodných nukleačních míst pro fázovou transformaci austenit/ferit. Nízkoteplotní doválcování austenitu je stále častěji studováno a využíváno nejen u tradičních HSLA ocelí, ale i u ocelí nízkouhlíkových bainitických, ocelí s transformačně indukovanou plasticitou (TRIP) a speciálních ocelí pro výrobu trubek [1 – 5]. Ve srovnání s tradičním řízeným válcováním pásů hrají v případě výroby bezešvých trubek významnou roli řádově delší operační časy, ovlivňující precipitační procesy a jejich interakci s rekrystalizací [6].

Klíčový praktický význam DCCT diagramů při volbě optimální technologie ochlazování vyniká při jejich porovnání s tradičními CCT diagramy pro shodné oceli – z poslední doby viz např. [7 – 9]. Je evidentní, že kinetiku jednotlivých fázových transformací zásadně ovlivňuje nejen rychlost ochlazování, ale i velikost výchozího austenitického zrna, velikost předchozí kumulované deformace a míra eliminace jejího vlivu uzdravováním

v průběhu ochlazování. Kvantifikace a zobecnění těchto vlivů je však velmi složité [10]. Parametry řízeného ochlazování lze samozřejmě zásadně ovlivnit výslednou mikrostrukturu a mechanické vlastnosti bezešvých trubek válcovaných např. ze středně uhlíkové oceli mikrolegované na bázi V-N [11].

1. Sestavení DCCT diagramu

Aplikované dilatometrické testy využívaly válcovité vzorky o průměru 6 mm a délce 86 mm. Z důvodu vysoké teploty ohřevu, nutné pro rozpuštění karbonitridů niobu, musel být využit kontaktní dilatometrický systém plastometru Gleeble 3800 a platinové termočlánky. Vzorky byly ohřívány rychlostí $10\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ na teplotu $1\,280\text{ °C}$ a po výdrži 300 s ochlazeny rychlostí $5\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ na teplotu 900 °C . Při ní proběhla deformace tlakem o velikosti 0,35 deformační rychlostí 1 s^{-1} , jejímž cílem bylo zjemnění hrubozrnné struktury a podpora precipitace. Následovalo ochlazování konstantní rychlostí v rozsahu $0,2\text{ – }60\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$, v jehož průběhu byla měřena dilatace vzorku. Analýzou zaznamenaných křivek pomocí speciálního CCT softwaru byly určovány teploty

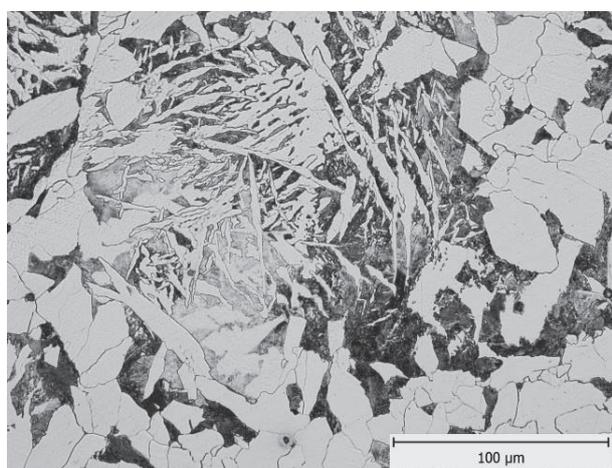
fázových transformací, a to suvažováním výsledků metalografického rozboru mikrostruktury a měření tvrdosti vybraných vzorků (tab. 1).

Na obr. 2 jsou uvedeny mikrostruktury vybraných vzorků. Kvantifikace fázového složení je komplikována výskytem dvou morfologií feritu –alotriomorfního (rovnoosého) a acikulárního (Widmanstättenova), a to již při nejnižších rychlostech ochlazování (obr. 2a). Na obr. 2b se uvnitř zrn nachází acikulární ferit a na hranicích zrn řetízky feritu alotriomorfního. Se zvyšováním rychlosti ochlazování je acikulární ferit uvnitř zrn postupně nahrazován martenzitem (obr. 2c), ale až po ochlazování rychlostí $60\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ je struktura tvořena výhradně martenzitem (obr. 2d).

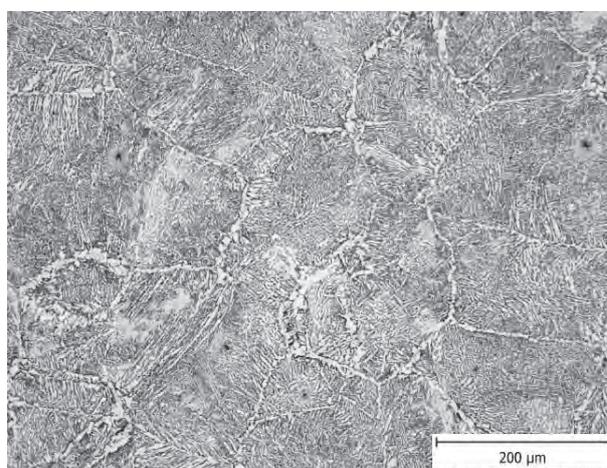
Tab. 1 Vliv rychlosti ochlazování na fázové složení a tvrdost vzorků po dilatometrii

Tab. 1 Influence of cooling rate on phases and hardness after dilatometry

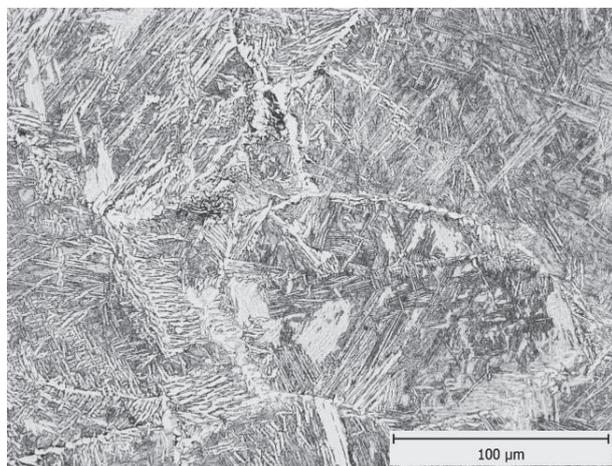
Rychlost ochlazování ($^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$)	Tvrdost HV 30	Ferit	Perlit	Martenzit
		(%)		
0,2	157	69	31	0
0,7	181	65	35	0
3	208	57	43	0
6	225	49	51	0
10	243	43	57	0
20	320	20	0	80
40	381	5	0	95
60	404	0	0	100



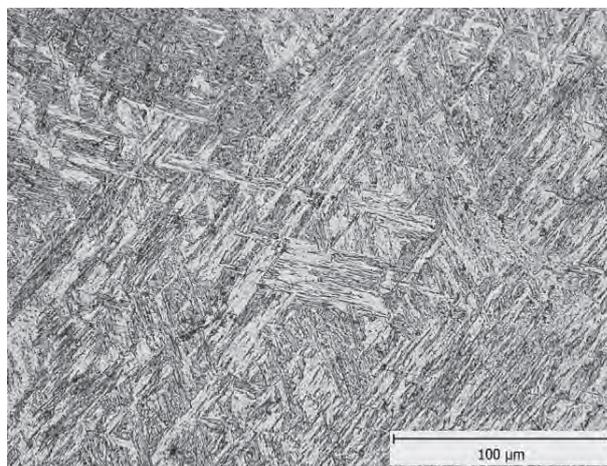
a) $0,7\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$



b) $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$



c) $20\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

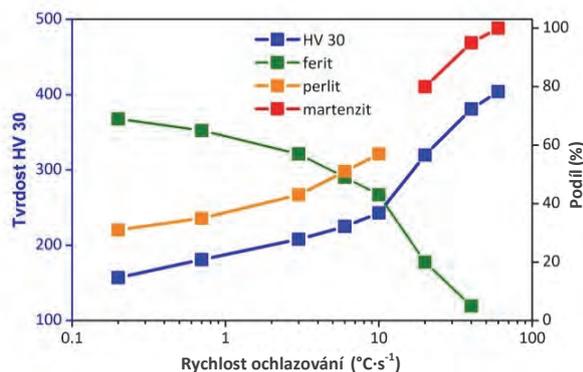


d) $60\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

Obr. 2 Vliv rychlosti ochlazování na mikrostrukturu vzorků po dilatometrii
Fig. 2 Cooling rate influence on microstructure after dilatometry

Jak je zřejmé z obr. 3, tvrdost vzorků HV 30 narůstá přímo úměrně s poklesem podílu feritu a se zvyšujícím

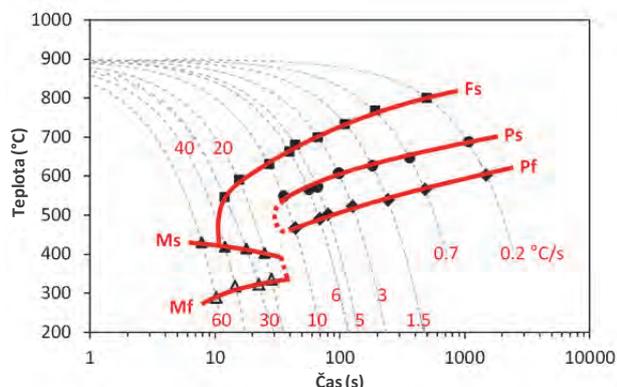
se podílem perlitu, resp. martenzitu ve struktuře.



Obr. 3 Vliv rychlosti ochlazování na výslednou tvrdost a na fázové složení

Fig. 3 Cooling rate influence on hardness and phases

Znázornění ochlazovacích křivek v tradiční semilogaritmické škále čas – teplota bylo komplikováno rozdílnými teplotami austenitizace a deformace vzorků. Pro získání závěrečné podoby DCCT diagramu na obr. 4 bylo nezbytné odečíst časový úsek odpovídající fázi přehřevu a deformace. Význam popisů je následující: Fs – začátek feritické transformace; Ps – začátek perlitické transformace; Pf – konec perlitické transformace; Ms – začátek martenzitické transformace; Mf – konec martenzitické transformace. Je zřejmé, že po běžných rychlostech volného ochlazování lze počítat s výslednou strukturou feriticko-perlitickou. Martenzit se ve struktuře objevuje až po rychlostech ochlazování nejméně 20 °C/s.



Obr. 4 DCCT diagram po deformaci při teplotě 900 °C

Fig. 4 DCCT diagram after deformation at a temperature 900 °C

2. Stanovení teploty nulové rekrytalizace

Po jednotném přehřevu 1 280 °C / 30 minut v elektrické odporové peci byly ploché vzorky s tloušťkou 12,5 mm a šířkou 50 mm volně na vzduchu ochlazený na teplotu prvního úběru (tj. 900 – 1 100 °C). Při tom byla teplotním skenerem kontrolována povrchová teplota vzorku. Po desetiminutové vyrovnávací výdrž v druhé či třetí peci (vyhřáté na příslušnou teplotu prvního úběru) byl vzorek naplocho vyválcován dvěma

úběry na vratné polospojité stolici laboratorní válcovny. Použitá hladká část válců měla průměr 350 mm a zvoleny byly jednotné otáčky válců 18 min⁻¹. Prvním úběrem o velikosti 40 % mělo být dosaženo tloušťky 7,5 mm a případně vyvolána deformačně indukovaná precipitace. Bezprostředně následující druhý úběr (rovněž o velikosti 40 %) vyústil ve vyválcování konečné tloušťky 4,5 mm. Dvěma teplotními skenery, umístěnými těsně před a za stolicí, byla měřena povrchová teplota vzorku v průběhu válcování i během volného ochlazování bezprostředně navazujícího na druhý průchod. Zhruba po 10 s od posledního úběru byl vzorek zakalen do vody. Metalografickým vyvoláním austenitického zrna v podélně svislém řezu zakaleného a popuštěného vývalku (350 °C / 30 minut / ochlazení v peci) byly pak získávány informace o průběhu statické rekrytalizace během doby ochlazování před zakalením. V tab. 2 jsou uvedeny teploty charakterizující průběh válcování vzorků X1 – X6.

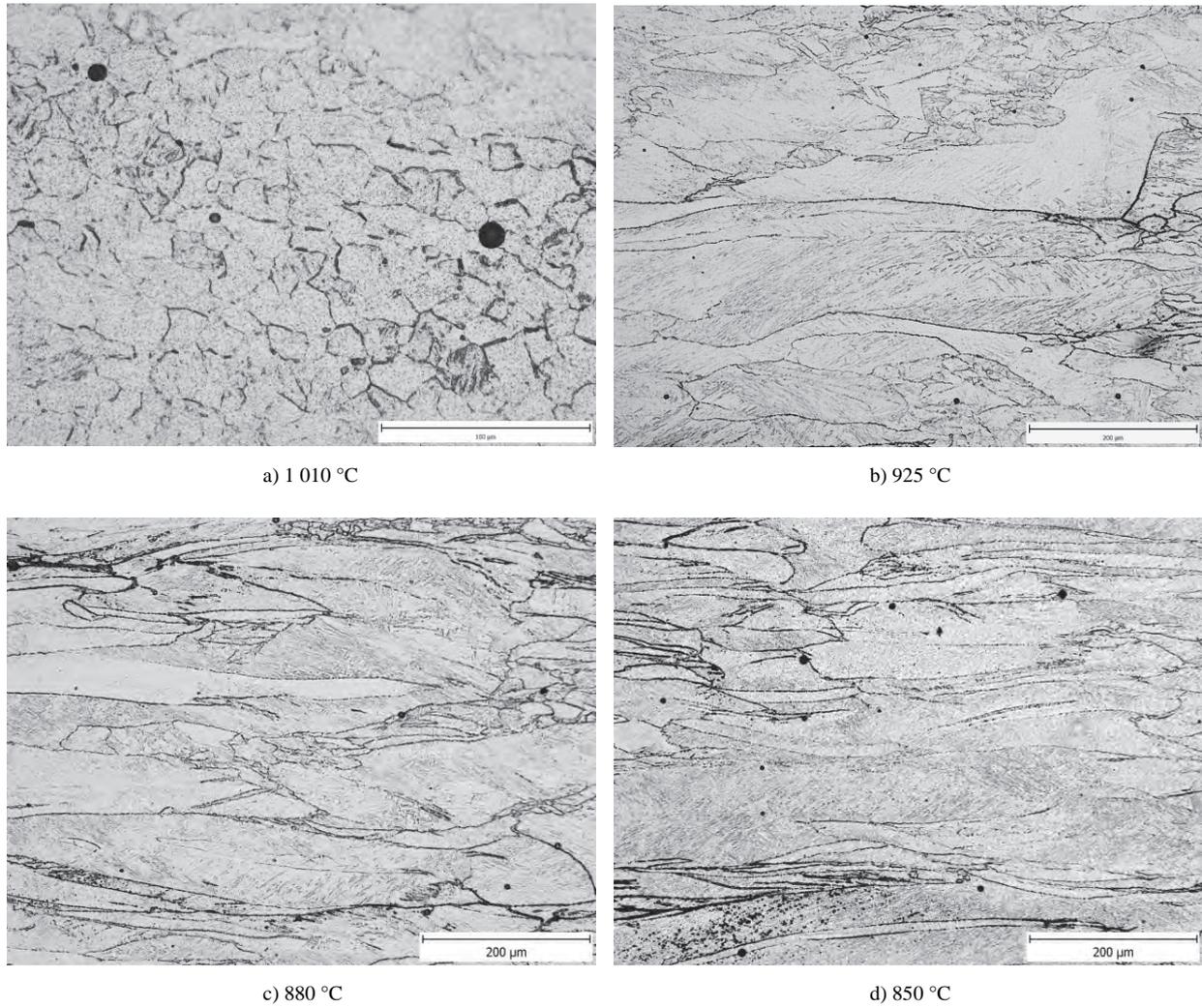
Tab. 2 Povrchové teploty při válcování a ochlazování jednotlivých vzorků

Tab. 2 Surface temperatures during rolling and cooling

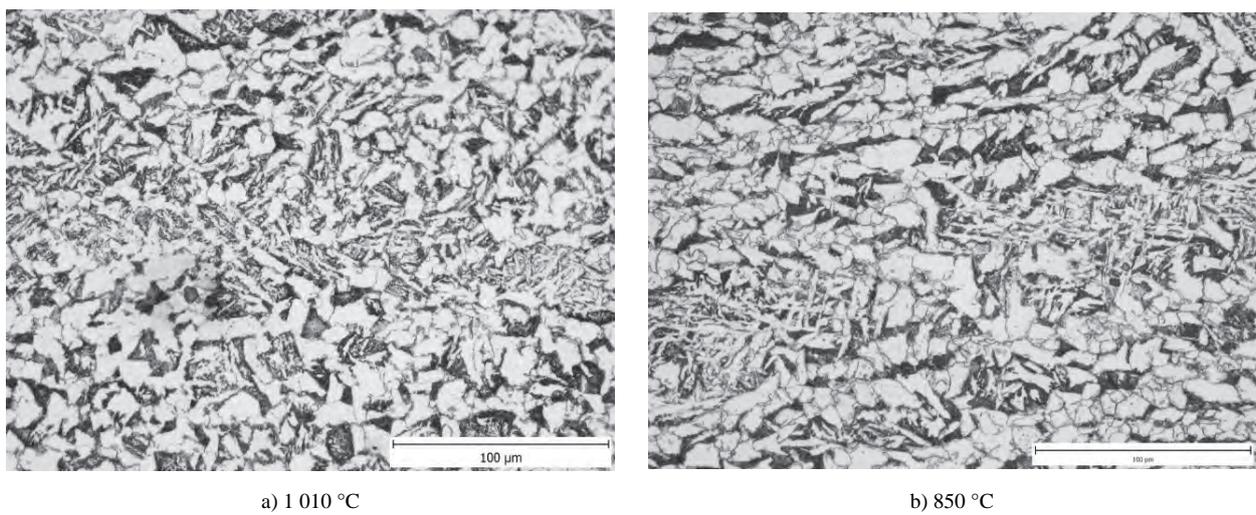
Vzorek	Teplota při 1. úběru	Teplota při 2. úběru	Teplota před kalením
	(°C)		
X1	1100	1010	860
X2	1040	960	835
X3	990	925	805
X4	960	900	795
X5	930	880	785
X6	900	850	760

Fotografie na obr. 5 dokumentují výsledky náročných metalografických analýz při různém zvětšení. Doválcování při teplotě 1 010 °C vedlo k dokonalé rekrytalizaci deformované struktury (obr. 5a), o čemž svědčí rovnoosá zrna. Po úběru realizovaném při teplotách 960 – 880 °C byla struktura v různé míře a poměrně heterogenně složená z deformovaných i rovnoosých zrn, což svědčí jen o částečné statické rekrytalizaci austenitu (obr. 5b a 5c). Až ve vzorku doválcovaném při teplotě 850 °C nebyly objeveny žádné známky rekrytalizace (obr. 5d) a výsledná struktura, složená z protažených zrn, více odpovídá intenzivnímu tváření za studena (přesněji řečeno pod teplotou statické rekrytalizace), než za tepla. Teplota nulové rekrytalizace zkoumané oceli tedy za daných podmínek leží těsně nad hodnotou 850 °C.

Válcování vzorků X1 a X6 bylo zopakováno, ale vývalky zchladly volně na vzduchu. Jak je zřejmé z obr. 6, doválcovací teplota neměla v tomto případě (tzn. při aplikaci velkých úběrů) zásadní vliv na parametry výsledné mikrostruktury.



Obr. 5 Původní austenitické zrno v zakalených vzorcích v závislosti na teplotě 2. úběru
Fig. 5 Original austenite grain in quenched samples according to the 2nd pass temperature



Obr. 6 Struktura volně ochlazovaných vzorků po různých teplotách 2. úběru
Fig. 6 Structure of free cooled samples according to the 2nd pass temperature

3. Vliv doválcovací teploty na mikrostrukturu

Pro studium vlivu doválcovacích podmínek na výslednou strukturu vývalků byla zvolena strategie zjednodušené fyzikální simulace spočívající ve tříprůchodovém válcování plochých vzorků s výchozí tloušťkou 12,5 mm na konečnou tloušťku 7,0 mm. Válcování probíhalo na hladké části válců reverzní stolice při průměru pracovních válců 350 mm. Po jednotném předehřevu 1280 °C / 30 minut v elektrické peci byly vzorky bezprostředně podrobeny prvnímu výškovému úběru o velikosti 22 %, a to při rychlosti otáčení válců 12 min⁻¹; byla tak zjednodušeně simulována fáze děrování kruhového předlitku kosým válcováním. Následoval pokles teploty vývalku volně na vzduchu do okamžiku dosažení teploty žádané pro druhý (a analogicky pro třetí) úběr o velikosti 15, resp. 16 %, napodobující prodlužování vyděrovaného polotovaru podélným válcováním na poutnické stolici; rychlost otáčení válců byla 13 min⁻¹. Povrchová teplota byla měřena teplotními skenery a průběžně zobrazována na displeji – těmito hodnotami se řídil časový průběh válcování každého konkrétního vzorku. Požadované teploty T_2 a T_3 pro oba doválcovací průchody jsou uvedeny v tab. 3.

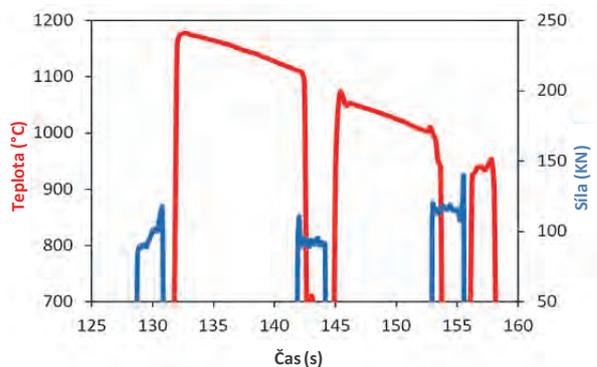
Tab. 3 Hodnoty nominálních povrchových teplot pro 2. a 3. průchod
Tab. 3 Values of surface temperatures for 2nd and 3rd rolling pass

Vzorek	T_2	T_3
	(°C)	
R1	1100	990
R2	1030	930
R3	990	890
R4	970	870
R5	950	850

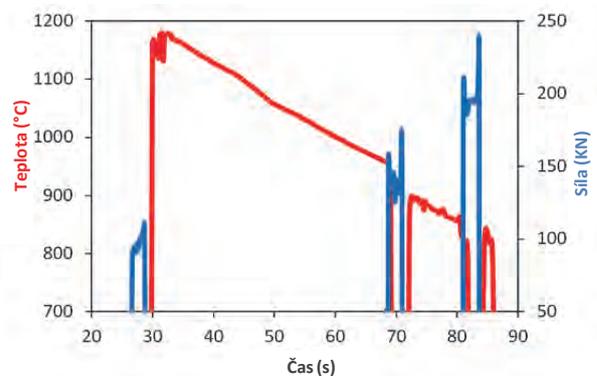
Grafy na obr. 7 dokumentují časový průběh experimentů s nejvyššími a nejnižšími doválcovacími teplotami. Lze z nich mj. vyčíst, že při snížení doválcovací teploty z 990 na 850 °C je třeba počítat s relativním nárůstem válcovacích sil zhruba o polovinu.

Vývalky byly zpomaleně ochlazovány v elektrických odporových pecích naprogramovanou rychlostí 0,25 °C·s⁻¹. Vychladlé vzorky byly v oblasti poloviny

šířky rozřezány tak, aby na metalografických výbrusech bylo možno analyzovat mikrostrukturu v podélně zvislém řezu (ve směru válcování). Vybrané snímky z oblasti poloviny výšky provalku jsou uvedeny na obr. 8. Struktura je v souladu s DCCT diagramem na obr. 4 tvořena ve všech případech alotriomorfním feritem a perlitem. Po dvou nejvyšších doválcovacích teplotách však byl objeven i acikulární ferit (se zvláště výraznými útvary v případě vzorku R2 – viz obr. 8b). Neprojevila se očekávaná řádkovitost struktury ve směru válcování. Snížení doválcovací teploty vedlo k postupnému zjemňování zrna, ale neprojevil se nijak zásadně vliv doválcování těsně pod NRT – srovnej obr. 8c a 8d.



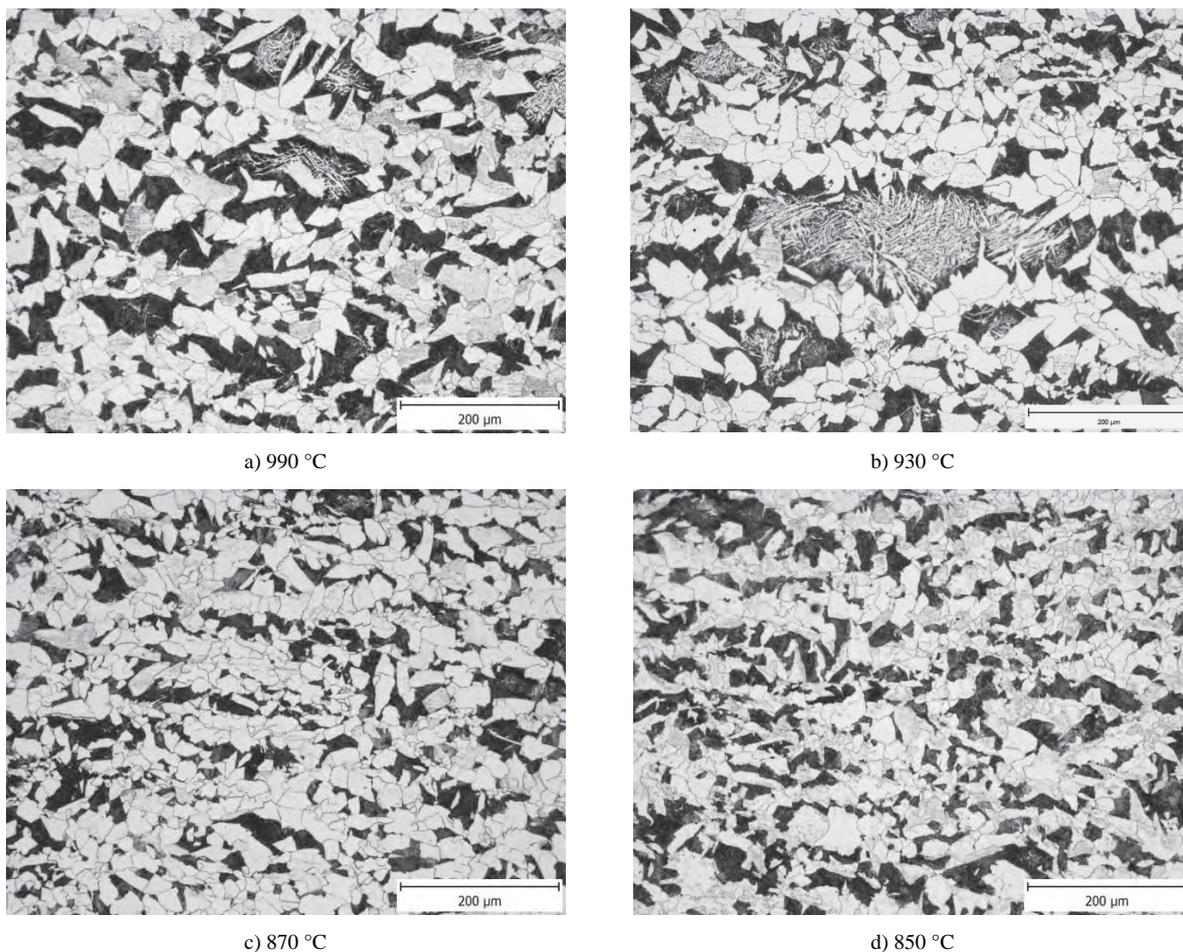
a) vzorek R1



b) vzorek R5

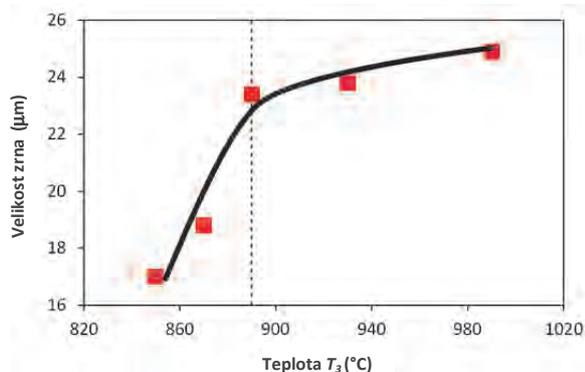
Obr. 7 Povrchová teplota a válcovací síly registrované při tváření vzorků R1 a R5

Fig. 7 Surface temperature and rolling force for samples R1 and R5



Obr. 8 Vliv dovalcovací teploty T_3 na výslednou mikrostrukturu
Fig. 8 Influence of temperature T_3 on final microstructure

Všechny vzorky obsahovaly zhruba 65 % feritu a 35 % perlitu. Lineární metodou byla změřena velikost zrna a výsledky byly sestaveny do grafu na obr. 9. Intenzivnější pokles velikosti zrna při dovalcovacích teplotách pod cca 890 °C je pravděpodobně důsledkem zbrzdění rekystalizace ve fázi ochlazování vývalků, způsobeného precipitací karbonitridů niobu. To je v dobré shodě s výsledky publikovanými např. v [12] – deformačně indukovaná precipitace karbidů niobu probíhá nejrychleji v okolí teploty 900 °C.



Obr. 9 Velikost sekundárního zrna ovlivněná dovalcovací teplotou T_3
Fig. 9 Size of secondary grain according to temperature T_3

Závěr

Pro nízkouhlíkovou ocel mikrolegovanou niobem byl sestaven DCCT diagram po austenitizaci při teplotě 1 280 °C a deformaci realizované při teplotě 900 °C. V závislosti na rychlosti ochlazování byla struktura tvořena feritem ve dvou různých morfológiích (alotriomorfní a acikulární), perlitem a při rychlosti ochlazování nad cca 20 °C·s⁻¹ i martenzitem.

Teplota nulové rekystalizace austenitu (NRT) po intenzivním válcování byla určena těsně nad 850 °C.

Po zjednodušené laboratorní simulaci teplotně řízeného válcování tlustostěnných trubek na poutnické stoličce a zpomaleném ochlazování v peci rychlostí 0,25 °C·s⁻¹ měly vývalky strukturu složenou jen z feritu a perlitu. S nimi spojené dovalcovací teploty 930 °C a 990 °C vyústily v poměrně hrubozrnnou a heterogenní strukturu s velkými útvary obsahujícími acikulární ferit.

Z hlediska charakteru výsledné mikrostruktury (tzn. její homogenity a velikosti sekundárního zrna) bylo optimálních výsledků dosaženo po dovalcování v okolí NRT. Dovalcování při teplotě 870 °C vyústilo ve velikost zrna 18,8 μm a mírně homogennější strukturu než v případě dovalcovací teploty 850 °C (s velikostí

zrna 17,0 µm). Finální struktura je samozřejmě odrazem výrazného zhrubnutí struktury během vysokoteplotního ohřevu, nízkého stupně protváření materiálu a závěrečného pomalého ochlazování.

Nízkoteplotní doválcování vedlo k výraznému nárůstu válcovacích sil (asi o 50 % v porovnání výsledky experimentů provedených při doválcovacích teplotách 990 a 850 °C).

Poděkování

Práce byly prováděny v rámci řešení projektů LO1203 "Regionální materiálově technologické výzkumné centrum – program udržitelnosti", SP2016/66 a SP2016/103 financovaných Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky.

Literatura

- [1] KIM, Y.W., SONG, S.W., SEO, S.J., HONG, S.G., LEE, C.S. Development of Ti and Mo Micro-alloyed Hot-rolled High Strength Sheet Steel by Controlling Thermomechanical Controlled Processing Schedule. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 565 (2013), 430–438.
- [2] WANG, B.X., LIAN, J.B. Effect of Microstructure on Low-temperature Toughness of a Low Carbon Nb-V-Ti Microalloyed Pipeline Steel. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 592 (2014), 50–56.
- [3] KANG, J., LI, C.N., YUAN, G. et al. Improvement of Strength and Toughness for Hot Rolled Low-carbon Bainitic Steel via Grain Refinement and Crystallographic Texture. *Materials Letters*, 175 (2016), 157–160.
- [4] YANG, X.L., XU, Y.B., TAN, X.D. et al. Relationships Among Crystallographic Texture, Fracture Behavior and Charpy Impact Toughness in API X100 Pipeline Steel. *Materials Science And Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 641 (2015), 96–106.
- [5] ZHANG, Z.C., ZHU, F.X., LI, Y.M. Effect of Thermomechanical Control Processing on Microstructure and Mechanical Properties of Fe-0. 2C-1. 44Si-1. 32Mn Hot Rolled TRIP Steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 17 (2010) 7, 44–50.
- [6] CARVALHO, R. N., FERREIRA, M. A. C., SANTOS, D. B. et al. Investigations on Interaction between Recrystallization and Precipitation at Finishing Steps of Seamless Tube Rolling. *Materials Science*, 715-716 (2016), 988–993.
- [7] NIKRAVESH, M., NADERI, M., AKBARI, G. H. et al. Phase Transformations in a Simulated Hot Stamping Process of the Boron Bearing Steel. *Materials & Design*, 84 (2015), 18–24.
- [8] KAWULOK, R., SCHINDLER, I., KAWULOK, P. et al. Effect of Deformation on the Continuous Cooling Transformation (CCT) Diagram of Steel 32CrB4. *Metalurgija*, 54 (2015) 3, 473–476.
- [9] RUSZ, S., SCHINDLER, I., KAWULOK, P. et al. Phase Transformation and Cooling Curves of the Mild Steel Influenced by Previous Hot Rolling. *Metalurgija*, 55 (2016) 4, 655–658.
- [10] KAWULOK, R., SCHINDLER, I., KAWULOK, P. et al. Transformation Kinetics of Selected Steel Grades after Plastic Deformation. *Metalurgija*, 55 (2016) 3, 357–360.
- [11] SHENG-XIN, L., u GUO-QuUAN, L., YONG, Ch. et al. Comprehensive Control on Microstructures and Properties of Medium Carbon V-N Microalloyed Steel Seamless Oil-Well Tubes of Hot-Rolling Non-Quenched/Tempered. *Journal of Iron and Steel Research International*, 18 (2011), 696–700.
- [12] HONG, S.G., KANG, K.B., PARK, C.G. Strain-Induced Precipitation of NbC in Nb and Nb–Ti Microalloyed HSLA Steels. *Scripta Materialia*, 46 (2002) 2, 163–168.

Salzgitter zvyšuje zisk

Salzgitter Zeitung

11.11.2016

Ocelářský koncern Salzgitter profituje ze svého úsporného programu: podnik vydělal v prvních devíti měsících běžícího obchodního roku po odvodu daní 14,6 mil. € Loňský rok v tomto období byl v účetních knihách výdělek jen 3,6 mil. € Zisk před zdaněním stoupl z 15,6 mil. € loni na 21,1 milionu letos. Podle údajů koncernu se pozitivně projevila antidumpingová cla proti levným dovozům. Obrat ovšem klesl z 6,69 mld. € na 5,86 mld. €

Výrazné přírůstky dovozu do EU u povrstvených ocelí a ušlechtilé oceli

Stahl Aktuell

18.11.2016

Importy oceli do Evropy dále zřetelně přibývají i přes zákroky EU. Na základě nejnovějších „dramatických přírůstků“ pokládá investiční banka USA Jefferies další antidumpingová šetření v EU jako velmi pravděpodobná. Podle údajů z Jefferies vzrostly importy povrstvených ocelí v září ve srovnání s předcházejícím měsícem skokem o 72 %. V porovnání se stejným měsícem loňského roku dosáhl přírůstek 50 procent. U dovozů ušlechtilých ocelí byl v září ve srovnání se srpnem zaznamenán rovněž přírůstek o 32 %, i přes uvalená trestná cla v roce 2015. Tato cla totiž oslabila importy jen přechodně.