

Recenzované vědecké články

Diagramy anizotermického rozpadu austenitu oceli 21MnNiMo

Continuous Cooling Transformation Diagrams of 21MnNiMo Steel

prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.¹; Ing. Petr Kawulok, Ph.D.¹; Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.¹; Ing. Rostislav Kawulok, Ph.D.¹; Ing. Petr Opěla, Ph.D.¹; prof. Dr. Ing. Jaroslav Sojka¹; Bc. Michal Sauer¹; Ing. Lukáš Pindor, Ph.D.²; Ing. David Chmiel²; Ing. Vratislav Bártek, Ph.D.³; Ing. Miroslav Melkus³

¹ VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta materiálově-technologická, Regionální materiálově technologické výzkumné centrum, 17. listopadu 2172/15, 708 00 Ostrava-Poruba, Česká republika

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

³ ŘETĚŽÁRNA, a.s., Polská 48, 790 81 Česká Ves, Česká republika

Pomocí dilatometrie, optické mikroskopie a měření tvrdosti byl zkoumán kombinovaný vliv austenitizační teploty, předchozí plastické deformace a rychlosti ochlazování na diagram anizotermického rozpadu austenitu nízkolegované oceli 21MnNiMo, která je používána např. pro výrobu svařovaných řetězů z válcovaného drátu. Aplikovaná skutečná deformace byla buď nulová, nebo měla nezvykle vysokou hodnotu 1,0. Celkem byly sestaveny 4 rozpadové diagramy. V případě vysoké austenitizační, resp. deformační teploty 880 °C předchozí deformace nijak zásadně neovlivnila kinetiku fázových transformací. Snížení deformační teploty na 830 °C vedlo k významné akceleraci feritické a perlitické transformace při rychlosti ochlazování cca 3 až 35 °C·s⁻¹. Bylo to dáno především zjemněním výchozího austenitického zrna rekrytalizací na až hodnotu asi 4 μm. Získané informace budou nápomocny zejména při optimalizaci režimu ochlazování na Kontidrátové trati Třineckých železáren a.s.

Klíčová slova: nízkolegovaná ocel; teplota austenitizace; rekrytalizace; výchozí mikrostruktura; ARA diagram

The combined effect of deformation temperature (identical to the austenitization temperature) and strain value on the continuous cooling transformation diagram of the steel low-alloyed with manganese, nickel, chromium and molybdenum was studied. The 21MnNiMo steel is used e.g. for the welded round link chains. The applied deformation corresponded to the true strain values in a wide range from 0 to 1.0. Based on the dilatometric tests, metallographic analyses and hardness measurement, 2 different CCT diagrams and 2 DCCT diagrams were constructed. Predeformation had no clear effect on the austenite decomposition kinetics at the deformation temperature of 880°C. During the slow cooling, recrystallization and probably coarsening of the new austenitic grains occurred, which almost eliminated the effect of pre-deformation on the kinetics of phase transformations. Decreasing the deformation temperature to 830°C led to the significant acceleration of the austenite/ferrite and austenite/pearlite transformations in the region of the cooling rate from 3°C·s⁻¹ to 35°C·s⁻¹. The kinetics of the bainitic or martensitic transformation remained unaffected by plastic deformation. The acceleration of the diffusion-controlled phase transformations resulted from the formation of the recrystallized austenitic grains with a mean size of approx. 4 μm. At low cooling rates, the effect of pre-deformation on the kinetics of phase transformations was indistinct. The DCCT diagrams enable to optimize the cooling rate of the continuously rolled wire. The CCT diagram is important for determining the cooling rate, which ensures a fully martensitic microstructure after the final hardening of the high-strength chains.

Key words: low-alloy steel; austenitization temperature; recrystallization; initial microstructure; CCT diagram

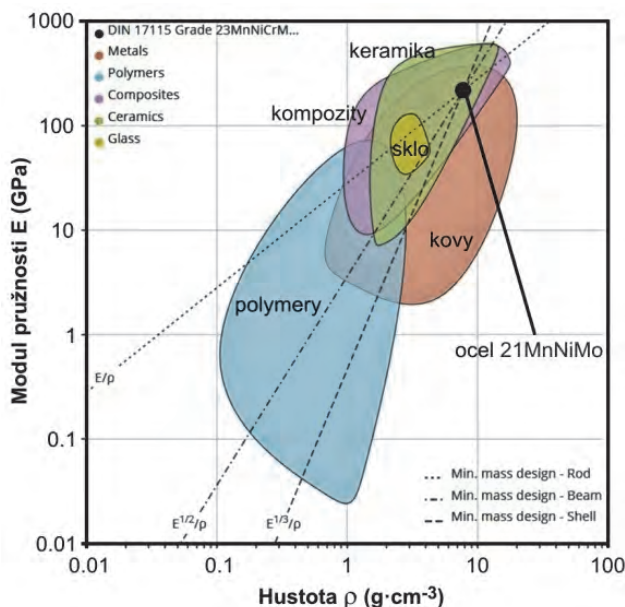
Jednotlivé fázové transformace mohou být efektivně ovládnuty rychlostí ochlazování oceli z doválcovací teploty. To má zásadní dopad na výsledné strukturní a mechanické vlastnosti tvářených výrobků. Kinetika rozpadu austenitu je funkcí chemického složení materiálu a rovněž parametrů jeho výchozí mikrostruktury. Ty závisí na podmínkách austenitizace, předchozí deformace a na ochlazovacích časech [1 – 5]. Zásadní roli hraje

velikost austenitického zrna vstupujícího do fázové transformace. Ta může být ovlivněna teplotou austenitizace, ale také deformací vyvolávající různé typy rekrytalizace (dynamickou, statickou či metadynamickou). Velikost zrna je klíčová zejména v případě fázových transformací řízených difuzí. Jemnější austenitické zrno znamená větší hustotu hranic zrn, které jsou preferovaným místem pro nukleaci nových fázových

složek. To se týká zejména feritu, ale do značné míry i perlitu [6 – 10]. Hrubé austenitické zrna naopak zvyšuje teplotu martenzitické transformace [11]. Názory na možnost ovlivnění bainitické transformace velikostí zrna nejsou jednotné [12 – 14].

Cílem prací bylo studovat kombinovaný vliv deformační teploty a velikosti předešlé plastické deformace na diagramy anizotermického rozpadu austenitu nízkolegované oceli 21MnNiMo obsahující 0,23 % C; 1,17 % Mn; 0,79 % Ni; 0,44 % Cr; 0,22 % Mo. Tato ocel je interní modifikací značky 23MnNiCrMo5-3 z provenience Třineckých železáren, a.s. (TŽ, a.s.), určené pro výrobu vysokopevnostních řetězů a jejich komponent. Chemické složení oceli vychází z normy DIN 17115 [15]. Z pohledu vlastností, které jsou pro vybrané skupiny materiálů naznačeny na obr. 1 v souřadnicích hustota – modul pružnosti, je zřejmé, že se jedná o ocel schopnou odolávat větším napětím bez deformace. Kromě toho má ocel 21MnNiMo po finálním tepelném zpracování (tzn. kalení a popouštění) výborný poměr mezi pevností a houževnatostí.

Ocel 21MnNiMo je z pohledu poměru cena/kvalita aktuálně nejvíce poptávanou řetězovou značkou v TŽ, a.s., když největším odběratelem je Řetězárna, a.s., dceřiná společnost skupiny Třinecké železářny – Moravia Steel, která vyrábí z této oceli široké spektrum řetězů pro různá odvětví. Špičkový výrobek však z podílu produkce tvoří svařované řetězky pro řetězová zdvihadla v provedení T a DAT (obr. 2), přičemž obě provedení se liší hlavně odolností proti otěru pro zvýšení životnosti řetězů, a tedy i charakterem jejich použití.



Obr. 1 Schéma zařazující ocel 21MnNiMo do materiálové skupiny podle hustoty a modulu pružnosti podle [16]

Fig. 1 Scheme classifying 21MnNiMo steel into a material group according to density and modulus of elasticity according to [16]

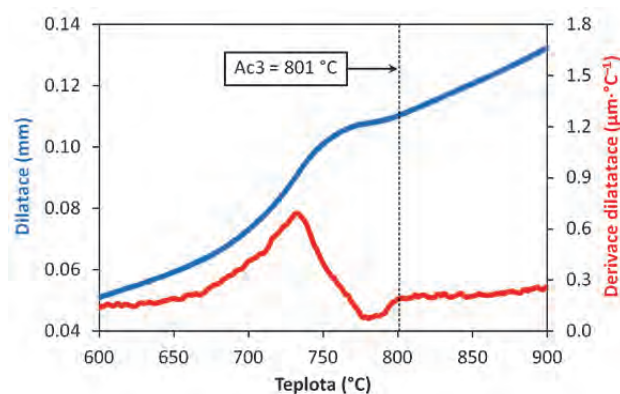


Obr. 2 Rozdíl v provedení T a DAT u řetězů pro řetězová zdvihadla [17]

Fig. 2 Difference in T and DAT design for chain hoists [17]

Popis experimentu

Deformační teplota, shodná s teplotou austenitizace, by se při experimentu měla pohybovat v širokém rozsahu odpovídajícím provozním podmínkám Kontidrátové trať (KDT) v TŽ, a.s. Nezvykle vysoká hodnota deformace koresponduje s průběhem dílčích deformací během rychlého dovalcování drátu v hotovném bloku. Základním experimentálním postupem bylo měření teplotní roztažnosti pomocí optického dilatometru spolupracujícím se simulátorem deformací za tepla Gleeble 3800. Nejprve byla pro ohřev rychlostí $10\text{ °C} \cdot \text{min}^{-1}$ určena transformační teplota $A_{c3} = 801\text{ °C}$ (obr. 3).



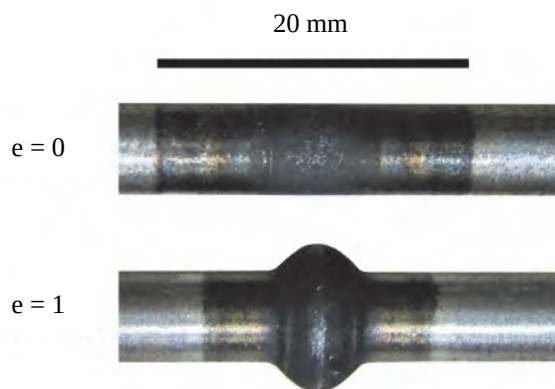
Obr. 3 Určení teploty A_{c3} zkoumané oceli

Fig. 3 Determination of A_{c3} temperature of the investigated steel

Na základě této hodnoty, provozních zkušeností z KDT a požadavků normy DIN 17115 na kalicí teplotu byla zvolena teplota austenitizace $T_a = 880\text{ °C}$ pro první sadu dilatometrických testů. Plně válcovité vzorky o průměru 6 mm a délce odporově ohříváné části 20 mm byly austenitizovány po dobu 10 minut a pak po skutečné deformaci tlakem o velikosti $e = 1$ (při deformační rychlosti 1 s^{-1}) nebo bez jakékoliv deformace (tzn. $e = 0$) byly ochlazovány konstantními nominálními rychlostmi v co nejširším rozsahu. Pro dosažení rychlostí ochlazování $\geq 100\text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$ bylo nutné použít speciální duté vzorky, neumožňující však aplikaci deformace. Obr. 4 dokumentuje vybrané vzorky po dilatometrii.

Analýzou dilatačních křivek byly získány transformační teploty, vynášené do rozpadových diagramů dvojího typu – bez předchozí deformace (anizotermický rozpad austenitu $ARA = CCT$), resp. ovlivněné předchozí deformací

(DCCT – Deformation Continuous Cooling Transformation). Tyto výsledky byly ověřovány metalografickými analýzami na základě optické mikroskopie a rovněž měřením tvrdosti ve středu příčného řezu vzorku, vedeného v polovině délky ohřívané zóny.



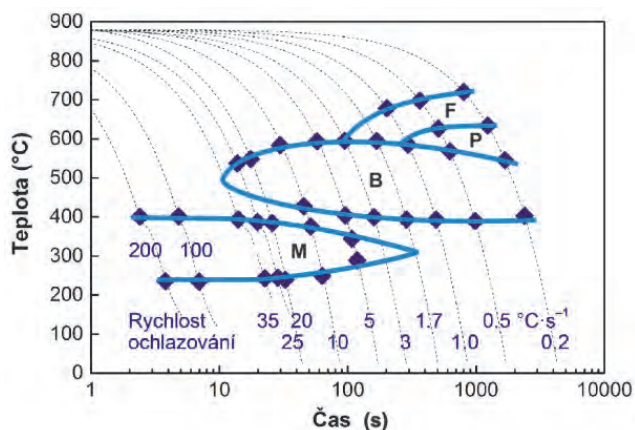
Obr. 4 Zkoušené části plných dilatometrických vzorků
Fig. 4 Tested parts of the solid dilatometric samples

Po vyhodnocení výsledků první sady testů byly obdobné experimenty provedeny pro $T_a = 830^\circ\text{C}$. Snížení doválcovací teploty by v provozních podmínkách mělo vést k žádoucímu zjemnění výsledné struktury.

Doplňkově byly na simulátoru Gleeble 3800 provedeny 3 zkoušky jednoosým tlakem, vedoucí k získání relevantních křivek deformace-napětí. Jejich analýzou, jejíž postup uvádí např. [18, 19], byly získány údaje o kritických deformacích nutných pro vyvolání dynamické rekrystalizace.

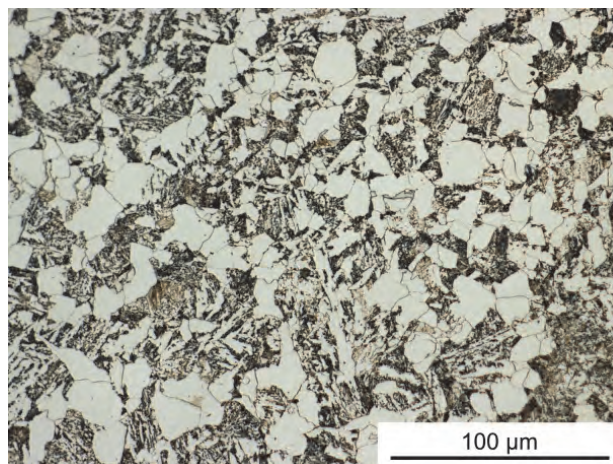
Diskuse výsledků

Obrázek 5 znázorňuje příklad experimentálně získaného rozpadového diagramu s oblastmi existence čtyř fázových složek: feritu (F), perlitu (P), bainitu (B) a martenzitu (M).

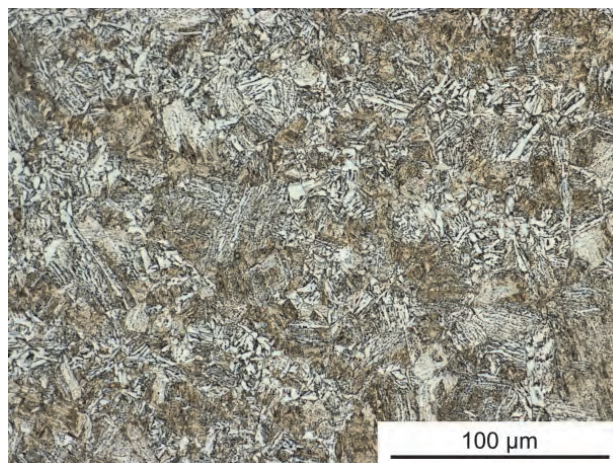


Obr. 5 Rozpadový diagram po austenitizaci při teplotě 880°C
Fig. 5 DCCT diagram after austenitization at the temperature of 880°C

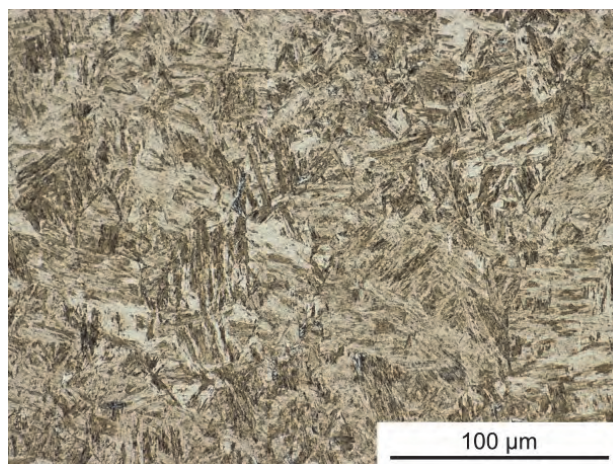
Na obr. 6 a 7 jsou porovnány mikrostruktury vybraných vzorků po dilatometrii.



a) Rychlost ochlazování $0,2^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ (ferit, perlit a bainit)
a) Cooling rate of $0,2^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ (ferrite, pearlite and bainite)



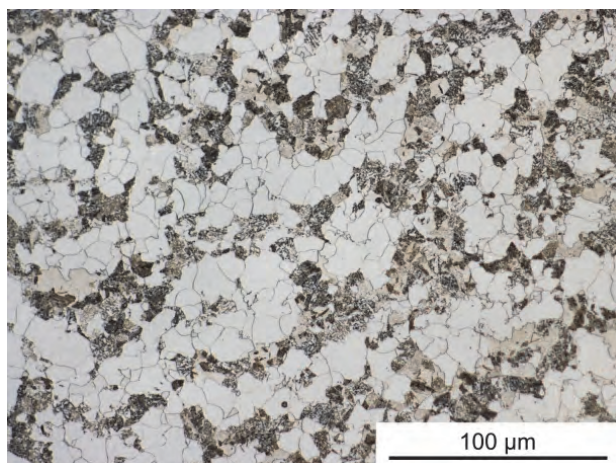
b) Rychlost ochlazování $5^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ (martenzit a bainit)
b) Cooling rate of $5^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ (martensite and bainite)



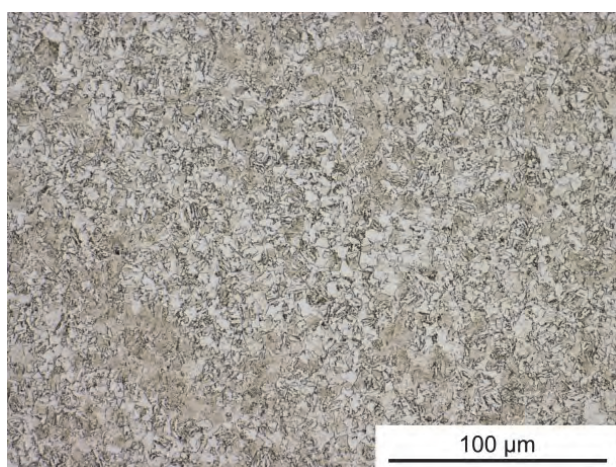
c) Rychlost ochlazování $35^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ (martenzit a málo bainitu)
c) Cooling rate of $35^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ (martensite and little bainite)

Obr. 6 Mikrostruktura nedeformovaných vzorků po ochlazování různou rychlostí ($T_a = 880^\circ\text{C}$, $e = 0$)

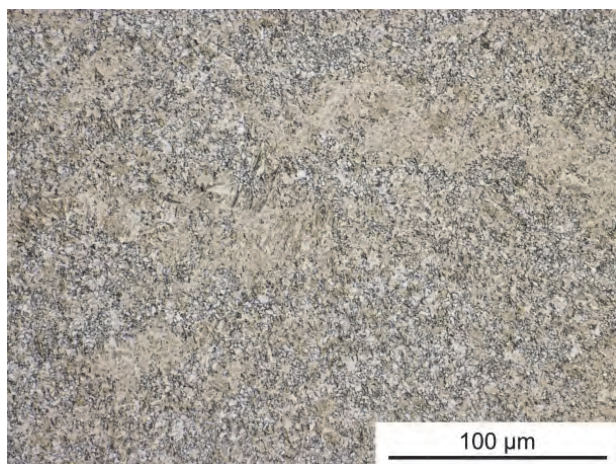
Fig. 6 Microstructure of the non-deformed samples after cooling by various cooling rate ($T_a = 880^\circ\text{C}$, $e = 0$)



a) Rychlost ochlazování $0,2\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ (ferit, perlit a bainit)
a) Cooling rate of $0,2\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ (ferrite, pearlite and bainite)



b) Rychlost ochlazování $5\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ (martenzit, bainit, ferit a stopy perlitu)
b) Cooling rate of $5\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ (martensite, bainite, ferrite and traces of pearlite)

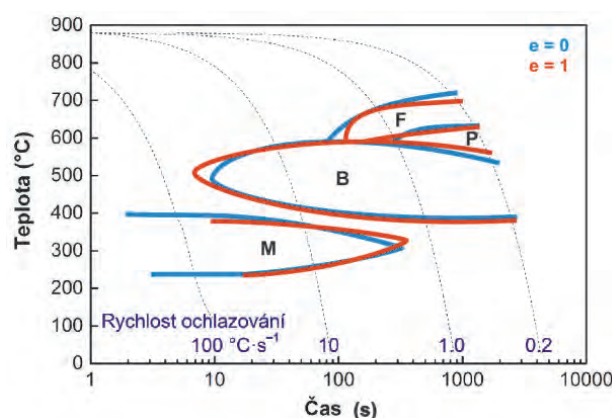


c) Rychlost ochlazování $35\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ (martenzit, málo bainitu a stopy feritu)
c) Cooling rate of $35\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ (martensite, little bainite and traces of ferrite)

Obr. 7 Mikrostruktura deformovaných vzorků po ochlazování různou rychlostí ($T_a = 830\text{ °C}$, $e = 1$)

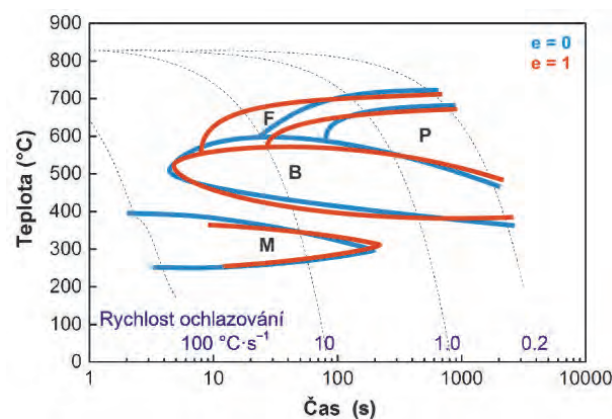
Fig. 7 Microstructure of the deformed samples after cooling by various rate ($T_a = 830\text{ °C}$, $e = 1$)

Srovnávací grafy na obr. 8 a 9 dokumentují různý vliv předchozí deformace po vysoké, resp. nízké teplotě austenitizace. V případě $T_a = 880\text{ °C}$ došlo pravděpodobně během ochlazování deformovaného austenitu nízkými rychlostmi ke zhrubnutí rekrystalizovaných zrn, což vyústilo v prakticky neznamenný dopad na polohu křivek oddělujících jednotlivé fázové oblasti. Deformace při $T_a = 830\text{ °C}$ mohla mít výraznější účinek na zjemnění austenitického zrna, což se projevilo akcelerací feritické i perlitické transformace a značným posunem křivek ferit-start i perlit-start směrem ke kratším časům. Kinetika bainitické ani martenzitické transformace nebyla předchozí deformací v zásadě nijak ovlivněna. Kvalitativně obdobné výsledky byly pro různé materiály publikovány např. v [20 – 22].



Obr. 8 Porovnání CCT a DCCT diagramu pro $T_a = 880\text{ °C}$

Fig. 8 Comparison of CCT and DCCT diagrams for $T_a = 880\text{ °C}$

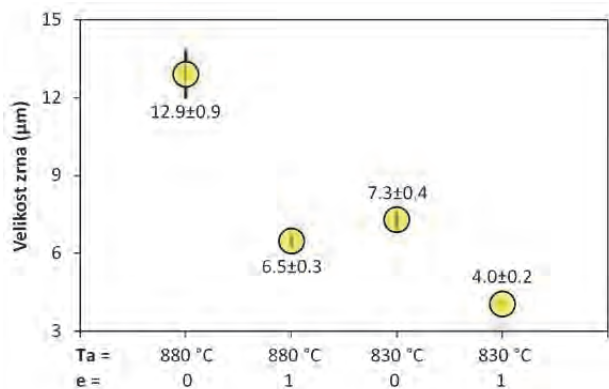


Obr. 9 Porovnání CCT a DCCT diagramu pro $T_a = 830\text{ °C}$

Fig. 9 Comparison of CCT and DCCT diagrams for $T_a = 830\text{ °C}$

Ochlazování vzorků rychlostí $10\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ vedlo k takové fixaci struktury, že u nich bylo možné leptáním zviditelnit hranice původních austenitických zrn v okamžiku těsně před fázovou transformací. Ve všech případech byla tato zrna rovnoosá, tedy odpovídající stavu po ohřevu nebo po rekrystalizaci, ale měla odlišnou velikost. Samotné snížení austenitizační teploty vedlo ke zmenšení velikosti zrna téměř o polovinu. Účinek deformace a rekrystalizace po předešlé deformaci $e = 1$ byl obdobný, jak ukazuje obr. 10. Zde intervaly spolehlivosti byly počítány pro hladinu významnosti $\alpha = 0.05$. Z hlediska akcelerace

feritické a perlitické transformace se jako nejvýznamnější projevilo zjemnění zrna na střední hodnotu $4,0 \mu\text{m}$, tedy po deformaci při teplotě 830°C . Je však třeba uvážit, že při nižších rychlostech ochlazování se rozdíly ve velikosti zrna pravděpodobně stírají, a to díky odlišnému průběhu rekrystalizace i případného růstu rekrystalizovaných zrn austenitu.

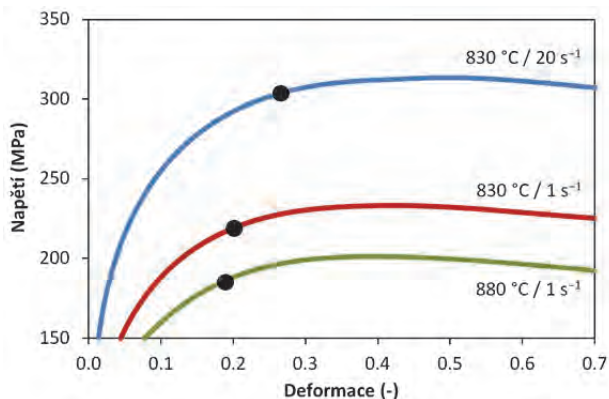


Obr. 10 Vliv experimentálních parametrů na střední velikost austenitického zrna vstupujícího do fázové transformace

Fig. 10 Influence of experimental parameters on the mean size of austenitic grain entering the phase transformation

Pro teplotní hladiny 880 a 830°C a nominální deformační rychlosti 1 a 20 s^{-1} byly získány napětové křivky, jejichž analýzou lze určit kritickou deformaci e_c odpovídající zahájení dynamické rekrystalizace. Ta koresponduje s deformací e_p odpovídající za daných podmínek napětovému píku. Z vlastních analýz i literárních údajů [23] vyplývá, že poměr e_c/e_p se většinou pohybuje v rozmezí 0,5 až 0,7.

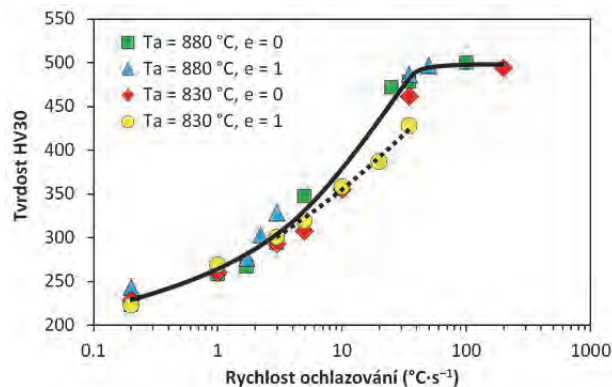
Z grafu na obr. 11 je zřejmé, že deformace $e = 1$ vedla u všech dilatometrických testů k zahájení dynamické rekrystalizace během úběru a minimálně tedy k částečnému průběhu metadynamické rekrystalizace během následného ochlazování. Kvalitativně shodné procesy by probíhaly i při značném zvýšení deformační rychlosti na hodnotu 20 s^{-1} .



Obr. 11 Vliv teploty a deformační rychlosti na napětové křivky a kritickou deformaci e_c (černé body)

Fig. 11 Influence of temperature and strain rate on the flow curves and critical strain e_c (black dots)

Poznatky získané dilatometrickými testy a metalografickými analýzami velmi dobře korespondují s výsledky měření tvrdosti (obr. 12). Se zvyšováním rychlosti ochlazování a podílu základních složek tvrdost roste, ale od rychlosti cca $50^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ už stagnuje v důsledku téměř stoprocentního podílu martenzitu. Od trendu vyznačeného plnou čarou se výrazně oddělují hodnoty tvrdosti odpovídající rychlejšímu ochlazování po nízko-templotní deformaci – viz tečkovaná čára. To je dáno relativně vyšším obsahem měkkého feritu, příp. i perlitu na úkor tvrdých základních složek.



Obr. 12 Tvrdost v závislosti na rychlosti ochlazování, teplotě austenitizace a velikosti deformace

Fig. 12 Hardness dependence on cooling rate, austenitization temperature and strain value

Závěr

U zkoumané oceli 21MnNiMo se prokázalo, že intenzivní plastická deformace při teplotě asi o 80°C vyšší než teplota A_{c3} nemá zjevný vliv na kinetiku anizotermického rozpadu austenitu během jeho ochlazování různými rychlostmi. Z porovnání sestavených CCT a DCCT diagramů je však zřejmý akcelerující účinek deformace na feritickou a perlitickou transformaci při rychlostech ochlazování zhruba 3 až $35^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ z teploty deformace snížené z 880 na 830°C . Je to dáno především různým zjemněním austenitického zrna v důsledku dynamických i postdynamických rekrystalizačních procesů, resp. zhrubnutím rekrystalizovaných zrn v průběhu pomalého ochlazování.

Získané výsledky dokumentují klíčovou kombinovanou roli doválcovací teploty a rychlosti ochlazování na výslednou strukturu vývalků. DCCT diagramy umožní optimalizovat podmínky řízeného ochlazování drátu ze zkoumané oceli za účelem dosažení žádoucí mikrostruktury s dostatečným podílem bainitu. CCT diagram po teplotě austenitizace 880°C poslouží k určení ochlazovacích rychlostí zajišťujících dosažení plně martenzitické struktury po kalení vysokopevnostních řetězců.

Poděkování

Tento článek byl vytvořen díky projektu č. CZ.02.1.01/0.0/0.0/17_049/0008399 z finančních fondů

EU a ČR poskytovaných "Operačním programem Výzkum, vývoj a vzdělávání, Výzvy 02_17_049 Dlouhodobá mezisektorová spolupráce pro ITI, řídicí orgán: Česká republika - Ministerstvo školství, mládeže a tělovýchovy" a v rámci projektů studentské grantové soutěže SP2020/88 a SP2020/39 podporovaném na VŠB – TU Ostrava Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky

Literatura

- [1] GRAJCAR, A.; KUZIAK, R.; ZALECKI, W. Designing of Cooling Conditions for Si-Al microalloyed TRIP Steel on the Basis of DCCT Diagrams. *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.*, 45 (2011) 115–124.
- [2] MUN, D. J.; SHIN, E. J.; CHOI, Y. W.; LEE, S. J.; KOO, Y. M. Effects of Cooling Rate, Austenitizing Temperature and Austenite Deformation on the Transformation Behaviour of High-strength Boron Steel. *Mater. Sci. Eng. A*, 545 (2012) 214–224.
- [3] RUSZ, S.; SCHINDLER, I.; KAWULOK, P.; KAWULOK, R.; OPĚLA, P.; KLİBER, J.; SOŁOWSKI, Z. Phase Transformation and Cooling Curves of the Mild Steel Influenced by Previous Hot Rolling. *Metalurgija*, 55 (2016) 655–658.
- [4] SCHINDLER, I.; KAWULOK, R.; SEILLIER, Y.; KAWULOK, P.; OPĚLA, P.; RUSZ, S.; VODÁREK, V.; TUROŇ, R. Continuous Cooling Transformation Diagrams of HSLA Steel for Seamless Tubes Production. *J. Min. Metall. Sect. B-Metall.*, 55 (2019) 413–426.
- [5] KAWULOK, R.; SCHINDLER, I.; SOJKA, J.; KAWULOK, P.; OPĚLA, P.; PINDOR, L.; GRYCZ, E.; RUSZ, S.; ŠEVČÁK, V. Effect of Strain on Transformation Diagrams of 100Cr6 Steel. *Crystals*, 10 (2020) 1–16.
- [6] 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) 224–233.
- [7] ARANDA, M. M.; KIM, B.; REMENTERIA, R.; CAPDEVILA, C.; GARCÍA DE ANDRES, C. Effect of Prior Austenite Grain Size on Pearlite Transformation in a Hypo-eutectoid Fe-C-Mn Steel. *Metall. Mater. Trans. A*, 45 (2014) 1778–1786.
- [8] KAWULOK, R.; SCHINDLER, I.; KAWULOK, P.; RUSZ, S.; OPELA, P.; KLİBER, J.; SOŁOWSKI, Z.; ČMIEL, K.M.; PODOLINSKY, P.; MALIŠ, M.; VAŠEK, Z.; VANČURA, F. Transformation Kinetics of Selected Steel Grades after Plastic Deformation. *Metalurgija*, 55 (2016) 357–360.
- [9] WANG, CH.; WANG, X.; KANG, J.; YUAN, G.; WANG, G. Effect of Austenitization Conditions on the Transformation Behaviour of Low Carbon Steel Containing Ti–Ca Oxide Particles. *Materials*, 12 (2017) 1–11.
- [10] KAWULOK, R.; SCHINDLER, I.; MIZERA, J.; KAWULOK, P.; RUSZ, S.; OPĚLA, P.; PODOLINSKÝ, P.; ČMIEL, K. M. Transformation Diagrams of Selected Steel Grades with Consideration of Deformation Effect. *Arch. Metall. Mater.*, 63 (2018) 55–60.
- [11] ANDERSSON, M.; VANHUMBEECK, J.; ÅGREN, J. Effect of Recrystallization and Grain Size on the Martensitic Transformation in Fe-31%Mn-5%Si Alloy. *Mater. Trans.*, 37 (1996) 1363–1370.
- [12] DU, L. X.; YI, H. L.; DING, H.; LIU, X. H.; WANG, G. D. Effects of Deformation on Bainite Transformation during Continuous Cooling of Low Carbon Steels. *J. Iron Steel Res.*, 13 (2006) 37–39.
- [13] LIU, Z.; YAO, K. F.; LIU, Z. Quantitative Research on Effects of Stresses and Strains on Bainitic Transformation Kinetics and Transformation Plasticity. *Mater. Sci. Technol.*, 16 (2000) 643–647.
- [14] KAWATA, H.; FUJIWARA, K.; TAKAHASHI, M. Effect of Carbon Content on Bainite Transformation Start Temperature in Low Carbon Fe–9Ni–C Alloys. *ISIJ Int.*, 57 (2017) 1866–1873.
- [15] DIN 17115:2012-07. Steels for Welded Round Link Chains and Chain Components – Technical Delivery Conditions. Berlin: German National Standard, 2012.
- [16] Databáze Total materia. Dostupné z www.totalmateria.com.
- [17] Katalog – Řetězy pro řetězová zdvihadla. Řetězárna,a.s., 2012. Dostupné z www.retezarna.cz.
- [18] RYAN, N. D.; MCQUEEN, H. J. Flow Stress, Dynamic Restoration, Strain Hardening and Ductility in Hot Working of 316 Steel. *J. Mater. Process. Technol.*, 21 (1990) 177–199.
- [19] POLIAK, E. I.; JONAS, J. J. A One-parameter Approach to Determining the Critical Conditions for the Initiation of Dynamic Recrystallization. *Acta Mater.*, 44 (1996) 127–136.
- [20] GRAJCAR, A.; MORAWIEC, M.; ZALECKI, W. Austenite Decomposition and Precipitation Behavior of Plastically Deformed Low-Si Microalloyed Steel. *Metals*, 8 (2018) 1028.
- [21] KRUGLOVA, A. A.; ORLOV, V. V. Effect of Hot Plastic Deformation in the Austenite Interval on Structure Formation in Low-alloyed Low-carbon steels. *Met. Sci. Heat Treat.*, 12 (2007) 556–560.
- [22] ALI, M.; NYO, T.; KAJIHALAINEN, A.; HANNULA, J.; PORTER, D.; KÖMI, J. Influence of Chromium Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Thermo-mechanically Hot-rolled Low-carbon Bainitic Steels Containing Niobium. *Appl. Sci.*, 10 (2020) 1–13.
- [23] LUO, R.; ZHENG, Q.; ZHU, J. J.; GUO, S.; LI, D. S.; XU, G. F.; CHENG, X. N. Dynamic Recrystallization Behaviour of Fe–20Cr–30Ni–0.6Nb–2Al–Mo Alloy. *Rare Met.*, 38 (2019) 181–188.

Kontidráťová válcovna Liberty Ostrava má nové nůžky

www.libertyostrava.cz, Ostrava, 27. 1. 2020

Modernizace za 40 mil. CZK ušetří náklady na výrobu a zvýší spolehlivost a produktivitu celé kontidráťové trati. Nůžky, které se používají pro stříhání začátků a konců vývalků před jejich doválcováním a pro případné odstraňování zmetků, nahradily původní zařízení z konce 90. let. Dodala je italská firma Danieli, instalace proběhla v průběhu plánované odstávky trati koncem roku a nyní jsou nůžky již plně v provozu. Všechny práce od přípravy projektu až po samotnou instalaci a integraci zařízení do tratě jako celku se podařilo uskutečnit v průběhu jednoho roku. Koncové nůžky se nacházejí na kontidráťové trati, která vyrábí z kontislitků vážících 1,2 tuny válcovaný drát o průměru 5,5 – 14 mm ve svitcích. Novinka je navržena tak, aby splňovala parametry nejlepší dostupné technologie (BAT). V budoucnu navíc budou nůžky schopny stříhat i vývalky odpovídající vyšším průměrům drátů, než se vyrábějí v současnosti. Umožní i zvýšení rychlosti válcování, a tím zvýší produktivitu válcovny.