

Kinetika fázových transformací oceli C60 během ochlazování po předchozí plastické deformaci

Phase Transformation Kinetics of the Steel C60 during Continuously Cooling after Previous Plastic Deformation

Ing. Rostislav Kawulok, Ph.D.¹; prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.¹; Ing. Janusz Dänemark, Ph.D.²;
Ing. Petr Kawulok, Ph.D.¹; Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.¹; Ing. Petr Opěla¹

¹ VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, Regionální materiálově technologické výzkumné centrum, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

² Třinecké železářny, a. s., Technologie a výzkum, Průmyslová 1000, 739 70 Třinec-Staré Město, Česká republika

Na základě dilatometrických testů byly sestaveny transformační diagramy oceli C60 bez vlivu předchozí deformace i s vlivem předchozí deformace. Dilatometrické testy byly realizovány na plastometru Gleeble 3800 s využitím nového moderního opto-dilatometrického modulu. Dilatometrické testy byly podpořeny metalografickými analýzami a měřením tvrdosti dle Vickerse. Ze získaných dat byl identifikován a posouzen vliv deformace na jednotlivé přeměny austenitu během ochlazování oceli C60. Bylo zjištěno, že deformace s vysokou pravděpodobností akceleruje obě přeměny řízené difúzí (ferit, perlit), kdežto oblast bainitické přeměny byla naopak vlivem deformace spíše odsunuta směrem k delším časům a tedy pomalejším rychlostem ochlazování. Pro srovnání byly vytvořeny i diagramy pro identické podmínky pomocí softwaru QTSteel. Srovnání fyzikální a numerické metody potvrdilo poměrně vysokou nepřesnost především v případě konstrukce DCCT diagramů pomocí výpočtů.

Klíčová slova: CCT a DCCT diagramy; fázová transformace; dilatometrická analýza; plastometr Gleeble; ocel C60

The CCT and DCCT diagrams of the steel C60 (with approx. 0.6 % C) were constructed on the basis of dilatation tests with and/or without an influence of the previous deformation and they were then compared in order to make an evaluation of the influence of the previous deformation on the phase transformation kinetics. Dilatometric tests were realized after austenitization by the temperature 830 °C. For the execution of the experiment, the new optical dilatometric module of the plastometer Gleeble 3800 was used. The plastometer Gleeble 3800 is the important equipment of the research center RMSTC, FMME - Technical University of Ostrava. The accuracy of the diagrams was supported by metallographic analyses and measurements of Vickers hardness. The cooling rates in a wide range (0.5 – 100 °C·s⁻¹) had to be chosen because noses of the ferritic, pearlitic and bainitic transformation area were localized. The previous deformation expressly retarded a bainite transformation and it slightly accelerated ferrite and pearlite transformations. Deformation effect on the transformation of austenite to ferrite and pearlite on the basis of the shape of transformation curve and content of individual structural phases were estimated only because maximal cooling rate (30 °C·s⁻¹) for dilatometric tests were reached. The martensite start temperature was practically not influenced by the previous deformation; however, the applied deformation caused creation of the martensite at lower cooling rates. The absence of a higher content of martensite during cooling by relatively high cooling rates (up to 70 °C·s⁻¹) of the steel C60 was found. For comparison CCT and DCCT diagrams were constructed for identical condition with the use of the software QTSteel. Comparison of physical and numerical methods confirmed relatively high inaccuracy especially in the case of construction of calculated DCCT diagrams.

Key words: CCT and DCCT diagrams; phase transformation; dilatometric analysis; plastometer Gleeble; steel C60

Znalost kinetiky transformací oceli během ochlazování patří k zásadním charakteristikám, bez kterých by nebylo možné vhodně ovládat termomechanické procesy během tvářecích postupů a tím ani výsledné strukturní charakteristiky a potažmo i mechanické vlastnosti finálních výrobků [1 – 4]. Pro popis kinetiky transformací oceli během ochlazování jsou jako nejvhodnější nástroj využívány transformační diagramy typu IRA=TTT (Izotermický rozpad austenitu – Time Temperature Transformation) a ARA=CCT (Anizotermický rozpad austenitu – Continuous Cooling Temperature) [1, 2].

Transformační diagramy lze konstruovat buďto na základě fyzikálních testů (nejčastěji dilatometrie) nebo pomocí matematického modelování ve specializovaných softwarech (JMatPro, QTSteel a další) [2 – 5]. TTT diagramy nacházejí uplatnění při procesech tepelného zpracování spojeného s izotermickými podmínkami, kdežto CCT diagram slouží k popisu transformační kinetiky během anizotermických podmínek, přesněji během ochlazování konstantními rychlostmi. Nicméně oba tyto zmíněné diagramy nacházejí využití především pro operace tepelného zpracování, které přímo nenava-

zují na operace tváření za tepla (kování, válcování a podobně) [1–4]. Pro popis transformační kinetiky během ochlazování bezprostředně navazujícího na tvářecí operace slouží modifikované CCT diagram uvažující i vliv deformace. Tyto diagramy jsou označovány jako DCCT (Deformation Continuous Cooling Temperature) [2, 4, 5]. Kinetiku transformací oceli ovlivňuje mnoho parametrů. Hlavním a zásadním parametrem ovlivňujícím kinetiku transformací je především chemické složení. Ovšem nemalý vliv na transformační kinetiku mají i termomechaničtí činitelé, mezi které především patří teplota austenitizace, výdrž na této teplotě a také velikost deformace a deformační rychlost [1–4]. Z předešlých testů se předpokládá, že vlivem deformace dochází k akceleraci přeměny austenitu na ferit a perlit, jelikož jde o přeměny řízené difuzí. Deformací se zvyšuje počet mřížkových poruch, které podporují difuzi všech atomů v tuhém roztoku a tím dochází k rychlejší nukleaci i růstu zárodků nové fáze [2–8]. V případě bainitické přeměny kinetika závisí především na chemickém složení materiálu, což znamená, že deformace může tuto přeměnu buď urychlit nebo i naopak posunout k delším časům [3, 5, 9]. V případě vlivu deformace na martenzitickou přeměnu se nejčastěji setkáváme se dvěma protichůdnými jevy. Během deformace austenitu vzniká hustá síť dislokací, jež brání postupu fázového rozhraní, což způsobuje snížení teploty počátku vzniku martenzitu M_s , anebo vlivem vložené deformace se nakupí mřížkové poruchy a dojde k iniciaci tvorby martenzitu [2, 3, 5, 10, 11]. Z toho vyplývá, že nelze přesně odhadnout, jakým způsobem ovlivní deformace chování jednotlivých přeměn u konkrétní oceli, a nezbyvá tedy nic jiného, než to prakticky ověřit pomocí fyzikálních testů [5, 12, 13].

V tomto příspěvku byla věnována pozornost vlivu předchozí deformace na transformační kinetiku oceli C60 během ochlazování.

Ocel C60

Ocel C60 patří mezi středně uhlíkové, ušlechtilé, nelegované oceli určené k zušlechťování. Ocel C60 slouží především k výrobě vysoko namáhaných strojních součástí pro strojírenství a dopravní techniku (železniční kola) [14, 15]. Chemické složení této oceli je uvedeno v tab. 1.

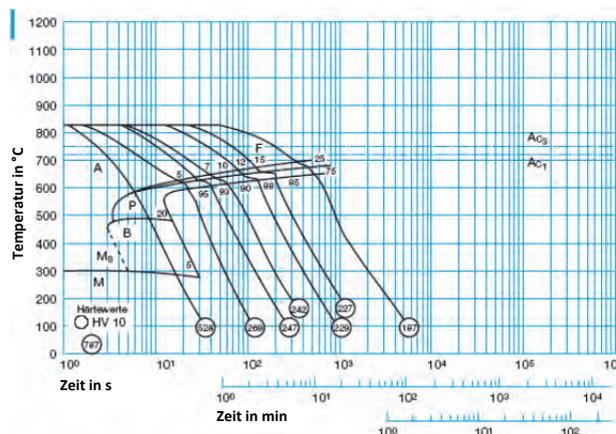
Tab. 1 Chemické složení oceli C60 [14]

Tab. 1 Chemical composition of steel C60 [14]

C	Mn	Si	P
0,57 - 0,65	0,60 - 0,90	max. 0,40	max. 0,03
S	Cr	Mo	Ni
max. 0,035	max. 0,40	max. 0,10	max. 0,40

Na obr. 1 je uveden i transformační CCT diagram této oceli po austenitizaci na teplotě 830 °C, z volně dostupných materiálových listů pro tuto ocel. Detailnější popis

(velikost austenitického zrna, doba výdrže na teplotě) tohoto diagramu však schází [14].

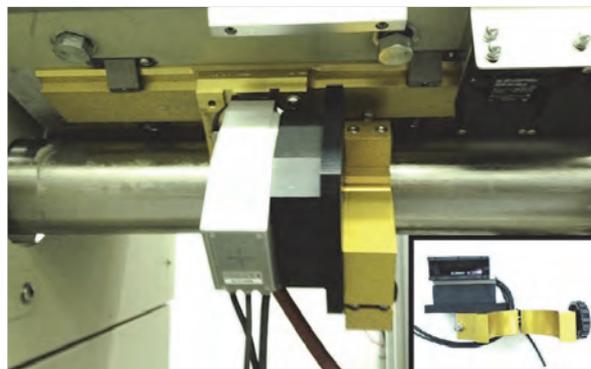


Obr. 1 CCT diagram oceli C60 – materiálové listy [14]

Fig. 1 CCT diagram of the steel C60 – materials catalog [14]

Transformační diagramy – dilatometrie

Experimentální testy za účelem sestavení CCT a DCCT diagramu oceli C60 byly v první řadě provedeny na opto-dilatometrickém modulu plastometru Gleeble 3800 (obr. 2). Je to nové zařízení a další významné vylepšení už i tak vysoce univerzálního plastometru Gleeble 3800 [16].



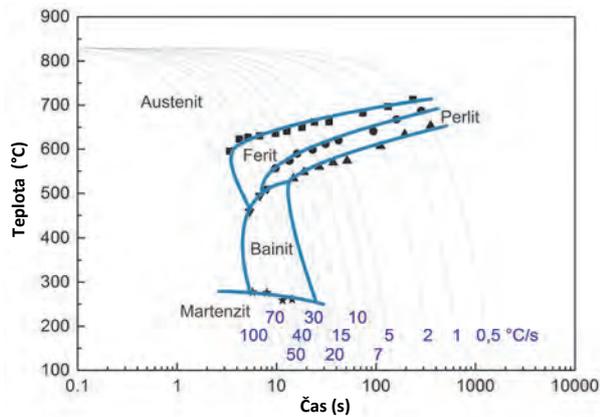
Obr. 2 Opto-dilatometrický modul plastometru Gleeble 3800

Fig. 2 Opto-dilatometric module of plastometer Gleeble 3800

Samotné dilatometrické testy byly rozděleny do dvou skupin. První skupinou byly testy bez vlivu deformace za účelem zkonstruování CCT diagramu zkoumané oceli. Pro tyto testy byly využity vzorky speciální konstrukce s dutými hlavovými částmi o vnějším průměru 10 mm a se střední redukovanou částí o shodném průměru i délce 5 mm. Takto připravené vzorky byly jednotně austenitizovány při teplotě 830 °C po dobu 5 minut. Ohřev na tuto teplotu probíhal rychlostí 10 °C·s⁻¹. Po výdrži na teplotě austenitizace následovalo ochlazování na pokojovou teplotu konstantními rychlostmi, v rozsahu od 0,5 do 100 °C·s⁻¹, což umožnilo popsat všechny oblasti v CCT diagramu. Získané dilatační křivky byly podrobeny vyhodnocování v poloauto-

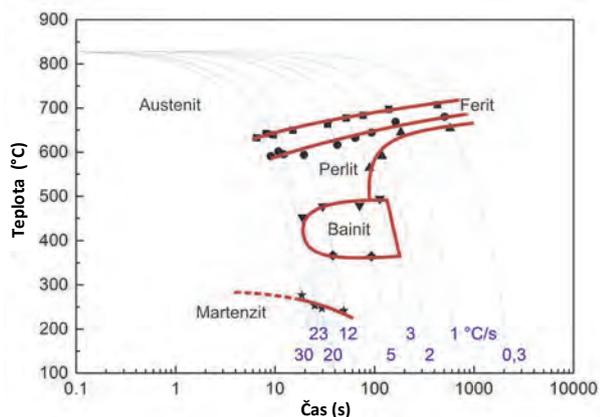
matickém softwaru CCT, jenž pracuje na platformě softwaru ORIGIN. Následně byly dilatometrické testy navíc konfrontovány s metalografickými analýzami a měřením tvrdosti.

Na základě těchto analýz byl zkonstruován CCT diagram oceli C60, jenž je uveden na obr. 3.



Obr. 3 CCT diagram oceli C60 - dilatometrie
Fig. 3 CCT diagram of the steel C60 after dilatometric tests

Ve srovnání s CCT diagramem oceli C60 uvedeném v materiálových listech lze zjistit, že všechny křivky diagramu na obr. 3 jsou posunuty doprava směrem k delším časům, což však může být způsobeno rozdílnými podmínkami během samotného testu (výdrž na teplotě, velikost výchozího austenitického zrna, přesné chemické složení apod.). Nicméně z pohledu teplotních souřadnic křivek jednotlivých přeměn je možno vidět shodu. Jedinou zásadní neshodou mezi oběma diagramy (obr. 1 a 3) lze shledat ve tvaru a rozmezí pole vyhrazeného pro tvorbu feritu.

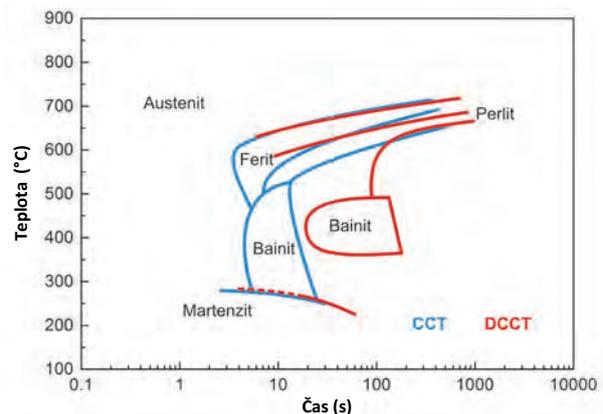


Obr. 4 DCCT diagram oceli C60 - dilatometrie
Fig. 4 DCCT diagram of the steel C60 after dilatometric tests

V druhé skupině byly provedeny testy s vlivem předchozí deformace, tedy pro konstrukci DCCT diagramu. Pro tento typ testu byly vyrobeny SICO vzorky jednoduché válcovité konstrukce o průměru 6 mm a délce 86 mm. Austenitizace těchto vzorků proběhla za identických podmínek jako v případě dilatometrických testů

bez vlivu deformace. Poté ale následovala deformace jednoosým tlakem o velikosti 0,35 a deformační rychlosti 1 s^{-1} a až poté mohly být vzorky ochlazovány. Rychlosti ochlazování však byly voleny v rozsahu $0,3$ až $30 \text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$, což je maximální (limitní) rychlost ochlazování těchto vzorků. Jiný typ vzorků nelze použít, jelikož nedovolují aplikaci deformace jednoosým tlakem. V takto sestaveném transformačním diagramu (DCCT) není tedy detekován feritický a perlitický nos a pokračování teploty M_s (obr. 4).

Velmi zajímavé je grafické vyjádření vlivu předchozí deformace na polohu jednotlivých křivek v diagramu typu ARA pro danou ocel (obr. 5). Deformace prakticky neovlivnila křivku M_s . Lze jen odhadnout, že nos feritické oblasti se vlivem deformace posouvá směrem ke kratším časům, ale kvantifikace tohoto jevu není z výše uvedených důvodů možná. Perlitická oblast se po deformaci výrazně rozšiřuje a její spodní hranice (křivka P_f) se posouvá směrem doprava. Nejvýraznější je dopad předchozí deformace na bainitickou oblast, jež se směrem vzhůru zužuje, protahuje se naopak rovnoběžně s vodorovnou osou a posouvá se výrazně směrem k delším časům.



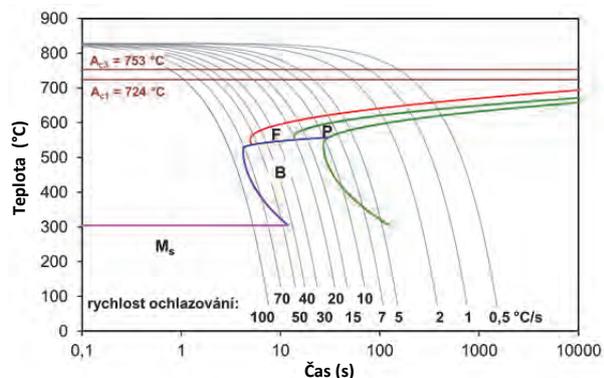
Obr. 5 Srovnávací transformační diagram - dilatometrie
Fig. 5 Comparison of transformation diagrams after dilatometric tests

Transformační diagramy – QTSteel

Pro porovnání experimentálních výsledků na opto-dilatometrickém modulu plastometru Gleeble 3800 byly navíc transformační diagramy oceli C60 zkonstruovány pomocí specializovaného softwaru QTSteel 3.2, který pracuje na základě matematických výpočtů vztahených k chemickému složení zkoumané oceli. Významnou výhodou tohoto softwaru je možnost zadání velikosti deformace, což umožňuje i výpočet DCCT diagramů [17]. Pro výpočet CCT a DCCT diagramu oceli C60 byly uvažovány totožné podmínky jako v případě dilatometrie.

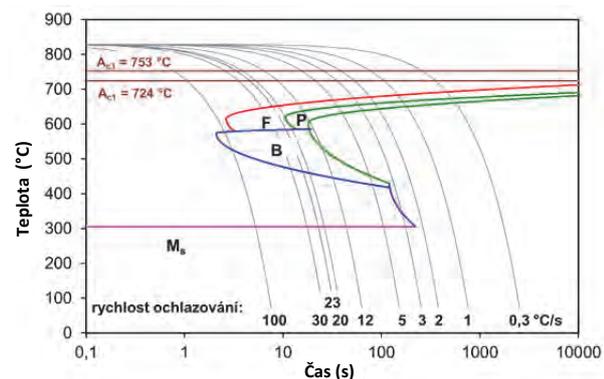
Transformační diagram oceli C60 bez vlivu předchozí deformace (CCT) vypočtený v programu QTSteel je uveden na obr. 6, přičemž pro srovnání s dilatometrickými výsledky byl tento diagram sestaven pro stejné podmínky jako v případě dilatometrie.

Srovnáním dilatometricky určeného CCT diagramu oceli C60 a diagramu CCT vypočteného v QTSteelu pro stejnou ocel je možno dojít k poměrně uspokojivé shodě. Malé rozdíly lze sledovat v neakceptování poklesu teploty M_s s klesající rychlostí ochlazování QTSteelem. Dále jsou mírně (v logaritmickém měřítku) posunuty k delším časům i zbylé přeměny austenitu.



Obr. 6 CCT diagram oceli C60 - QTSteel
Fig. 6 CCT diagram of the steel C60 - QTSteel

Vypočtený (QTSteel) diagram DCCT, tedy s vlivem předchozí deformace, je znázorněn na obr. 7.



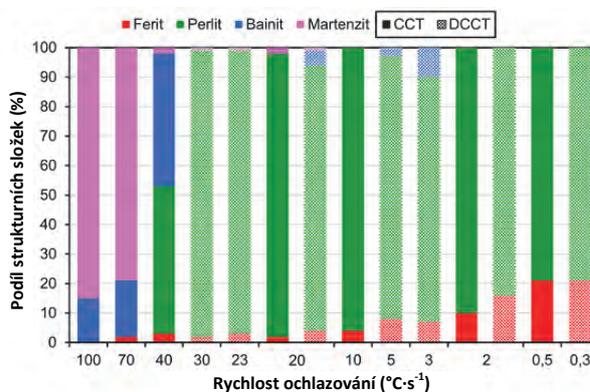
Obr. 7 DCCT diagram oceli C60 - QTSteel
Fig. 7 DCCT diagram of steel C60 - QTSteel

V tomto případě již jsou překvapivě patrné výrazné rozpory mezi dilatometrií a experimentální realitou (srovnání obr. 7 a 4). Program QTSteel předpokládá akceleraci bainitické přeměny vlivem deformace, kdežto ve skutečnosti došlo vlivem deformace k jejímu oddálení. Experiment naopak potvrdil, že vlivem deformace byla akcelerována perlitická přeměna, což podporuje i předpoklad, že deformace akceleruje difuzí řízené transformace, mezi kterou patří i přeměna austenitu na perlit, ale v případě QTSteelu zůstal perlitický nos vlivem deformace ve stejné pozici jako v případě testů bez deformace. V případě feritické přeměny můžeme jen předpokládat akceleraci této přeměny vlivem deformace, jelikož i ona je silně závislá na difuzi a vždy tomu tak bylo i v předchozích pracích zabývajících se touto

problematikou [2 – 5, 12, 13]. Tento předpoklad navíc i podporuje výpočet v QTSteelu. Z globálního pohledu je tedy výpočet DCCT diagramu pomocí softwaru QTSteel nepříliš vhodný, a potvrzuje se tak dosavadní nenahraditelnost fyzikálních testů.

Srovnání strukturních podílů

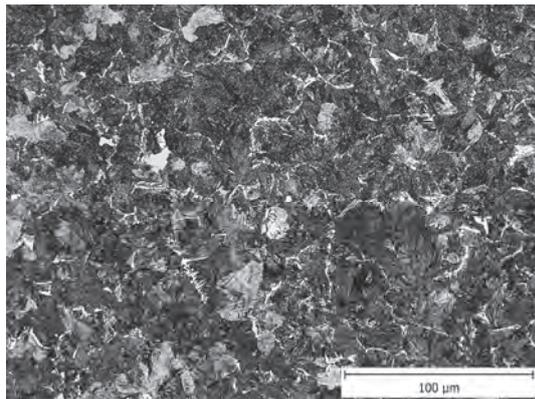
Jak už bylo zmíněno, výsledky dilatometrických testů byly vždy porovnávány s metalografickými analýzami, přičemž byly provedeny i analýzy pro stanovení objemového podílu jednotlivých strukturních složek ve vybraných vzorcích. Podíly feritu, perlitu, bainitu a martenzitu vybraných vzorků po dilatometrii jsou názorně graficky zobrazeny na obr. 8.



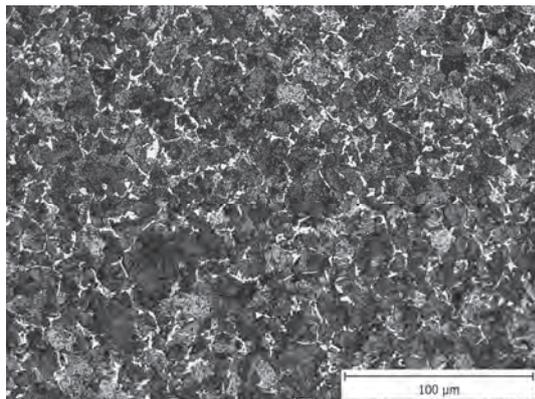
Obr. 8 Podíl strukturních složek – dilatometrie
Fig. 8 Content of structure components after dilatometric tests

Ocel C60 se svým chemickým složením podobá eutektoidním ocelím a tomu odpovídá i obsah jednotlivých strukturních složek [5]. Obsah feritu se pohybuje maximálně okolo 20 %. Nejvíce je tedy ve struktuře zastoupen perlit, a to v širokém rozmezí rychlostí ochlazování. Platí to pro případ bez deformace i pro případ s předchozí deformací. Z uvedeného grafu je také patrné, že tato ocel je poměrně nesnadno zakalitelná a strukturu čistě martenzitickou nelze očekávat ani po ochlazování rychlostí $100 \text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$ ve stavu bez předchozí deformace. Obdobný stav se očekává i v případě s předchozí deformací.

Graf na obr. 8 jen potvrzuje správnost dilatometricky určených transformačních diagramů a signalizuje posun vybraných oblastí diagramu vlivem deformace. Z porovnání objemových podílů u vzorků ochlazovaných shodnými rychlostmi 20 a $2 \text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$ vyplývá, že vlivem deformace byla jednak skutečně akcelerována feritická přeměna na úkor podílu perlitu ve struktuře (20 a $2 \text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$) a jednak dále došlo i k posunu bainitické transformace směrem k pomalejším rychlostem ochlazování. Struktura vzorků bez i po deformaci a ochlazování rychlostí 20 a $2 \text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$ je uvedena na obr. 9, resp. obr. 10.

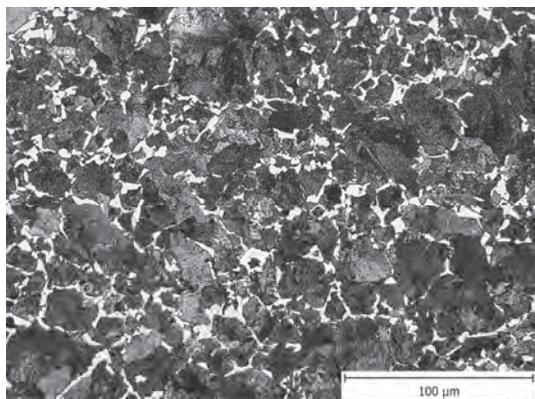


a) bez deformace / without deformation

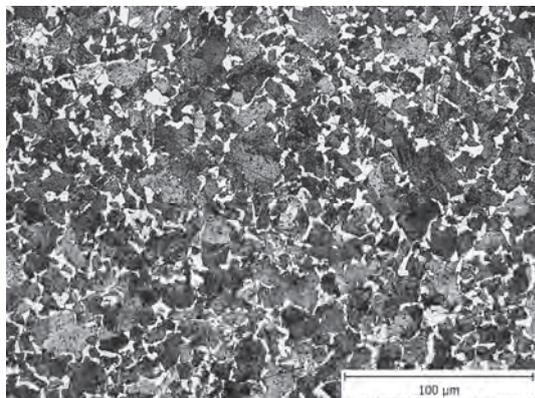


b) s deformací / with deformation

Obr. 9 Mikrostruktura vzorků po ochlazení rychlostí $20\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$
Fig. 9 Microstructure of samples after cooling at the cooling rate of $20\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$



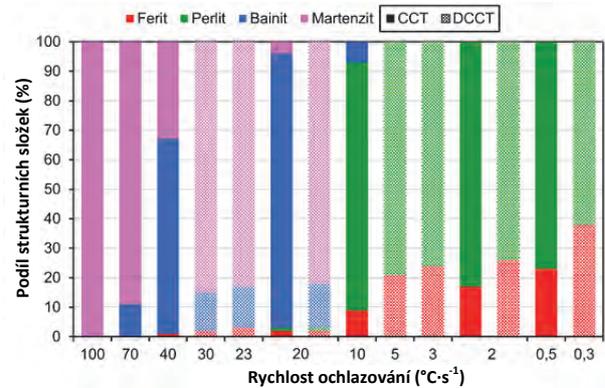
c) bez deformace / without deformation



d) s deformací / with deformation

Obr. 10 Mikrostruktura vzorků po ochlazení rychlostí $2\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$
Fig. 10 Microstructure of samples after cooling at the cooling rate of $2\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

Možnost určení podílů složek ve struktuře patří také k vítaným možnostem QTSteel [17]. Proto byl pro porovnání podílů jednotlivých strukturních složek sestaven obdobný graf (obr. 11) jako v případě dilatometrie (obr. 8).

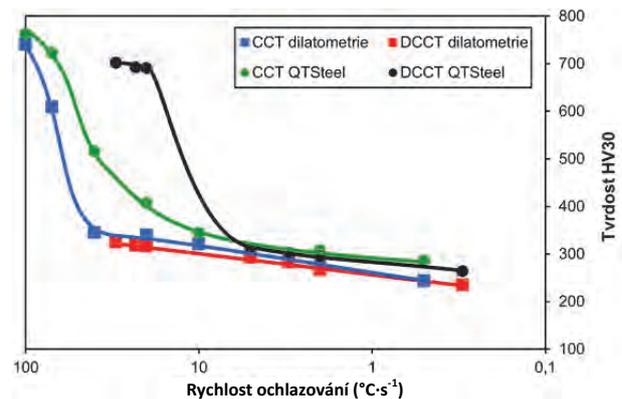


Obr. 11 Podíl strukturních složek - QTSteel
Fig. 11 Content of structure components from QTSteel

Ovšem i zde se potvrdila určitá neshoda, a to především v případě testů po deformaci. QTSteel obecně předpokládá vyšší podíly feritu ve struktuře na úkor perlitu, a to v případě nižších rychlostí ochlazení (do $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$), kdežto nad hodnotou rychlosti ochlazení $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ bydle QTSteelu měla být struktura tvořena majoritně základními fázemi: martenzitem a bainitem.

Tvrdość

Vliv rychlosti ochlazení na naměřenou tvrdost HV30 oceli C60 dokumentuje obr. 12.



Obr. 12 Závislost naměřené tvrdosti na rychlosti ochlazení
Fig. 12 Dependence of hardness on cooling rate

Tvrdość vzorků ochlazených shodnou rychlostí u oceli C60 prakticky nezávisí na tom, zda byla či nebyla aplikována předchozí deformace. V semilogaritmických souřadnicích se s růstem rychlosti ochlazení tvrdost jen mírně zvyšuje, a to až do hranice cca $40\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Při vyšších rychlostech ochlazení tvrdost prudce roste, což souvisí se zvyšováním obsahu martenzitu ve struktuře. Tvrdość byla určena i programem

QTSteel a jak je vidět z grafu, v případě nedeformované struktury je vypočtená tvrdost vždy mírně vyšší než v reálném stavu, avšak trend průběhu tvrdosti je obdobný. V případě výpočtu tvrdosti, jenž zahrnuje vliv deformace, lze hovořit o shodě jen do rychlosti cca $5\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, což ovšem odpovídá i srovnání příslušných transformačních diagramů.

Závěr

CCT i DCCT diagramy oceli C60 byly konstruovány pro stav nad teplotou austenitizace $830\text{ }^\circ\text{C}$, a to výhradně dilatometrií vzorků vyrobených z válcovaných tyčí. Rychlosti ochlazování musely být voleny ve velmi širokém rozsahu ($0,5 - 100\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$), aby byly lokalizovány nosy feritické, perlitické i bainitické oblasti. To činilo problémy při aplikaci předchozí deformace, kdy tvar použitých vzorků dovoluje aplikaci rychlosti ochlazování max. $30\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Lze jen odhadnout, že nos feritické oblasti se vlivem deformace posouvá směrem ke kratším časům. Perlitická oblast se po deformaci výrazně rozšiřuje a její spodní hranice se posouvá směrem k delším časům. Bainitická oblast se po deformaci protahuje ve směru časové osy a posouvá se výrazně doprava. Důležitým poznatkem je i nízký podíl martenzitu ve struktuře ochlazované poměrně vysokými rychlostmi. Dilatometricky sestavené rozpadové diagramy byly pro doplnění porovnány s diagramy zkonstruovanými v softwaru QTSteel, přičemž se potvrdila nenahraditelnost fyzikálních simulací, a to především v oblasti konstrukce rozpadových diagramů s vlivem předchozí deformace.

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, a v rámci projektu studentské grantové soutěže SP2016/66 a SP2016/103 podporovaných na VŠB – TU Ostrava Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky.

Literatura

[1] JECH, J. *Tepelné zpracování oceli*, 1. vydání. Praha: SNTL, 1983, 392 s.

- [2] NÜRNBERGER, F. et al. Microstructure Transformations in Tempering Steels during Continuous Cooling from Hot Forging Temperatures. *Steel Research International*, 81 (2010) 3, 224–233. ISSN 1869-344X.
- [3] JANDOVÁ, D., VADOVICOVÁ, L. Influence of Deformation on Austenite Decomposition of Steel 0.5C-1Cr-0.8Mn-0.3Si. In *Metal 2004*, Ostrava: Tanger Ltd., 2004, paper No. 223.
- [4] KAWULOK, R., SCHINDLER, I., KAWULOK, P., RUSZ, S., OPĚLA, P., SOLOWSKI, Z., ČMIEL, K. M. Effect of Deformation on the CCT Diagram of Steel 32CrB4. *Metallurgija*, 54 (2015) 3, 473–476. ISSN 0543-5846.
- [5] KAWULOK, R. et al. Transformation Kinetics of Selected Steel Grades after Plastic Deformation. *Metallurgija*, 55 (2016) 3, 357–360. ISSN 0543-5846.
- [6] KRUGLOVA, A., A., ORLOV, V. V., KHLUSOVA, E. I. Effect of Hot Plastic Deformation in the Austenite Interval on Structure Formation in Low-alloyed Low-carbon Steel. *Metal Science and Heat Treatment*, 49 (2007) 11-12, 556–560. ISSN 0026-0673.
- [7] GAO, M., GU, H., XIAO, F., LIAO, B., QIAO, G., YANG, K., SHAN, Y. Effect of Hot Deformation on Pearlite Transformation of 86CrMoV7 Steel. *Journal of Materials Science and Technology*, 20 (2004) 1, 89–91. ISSN 1005-0302.
- [8] KHESTOV, V. M., KONOPLEVA, E. V., MCQUEEN, H. J. Effects of Deformation and Heating Temperature on the Austenite Transformation to Pearlite in High Alloy Tool Steels. *Materials Science and Technology*, 18 (2002) 1, 54–60. ISSN 1743-2847.
- [9] 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. *Journal of Iron and Steel Research*, 13 (2006) 2, 37–39. ISSN 1006-706X.
- [10] WANG, H. Z., YANG, P., MAO, W. M., LU, F. Y. Effect of Hot Deformation of Austenite on Martensitic Transformation in High Manganese Steel. *Journal of Alloys and Compounds*, 558 (2013), 26–33. ISSN 0925-8388.
- [11] LEE, S. J., LEE Y. K. Effect of Austenite Grain Size on Martensitic Transformation of a Low Alloy Steel. *Materials Science Forum*, 475-479 (2005), 3169–3172. ISSN: 1662-9752.
- [12] KAWULOK, R., SCHINDLER, I., KAWULOK, P., VANČURA, F., RUSZ, S., OPĚLA, P. Vliv velikosti zrna a předchozí deformace na ARA diagram oceli 20MnCr5S. *Hutnické listy*, 67 (2014) 6, 3–8. ISSN 0018-8069.
- [13] KAWULOK, R., SCHINDLER, I., KAWULOK, P., RUSZ, S., OPĚLA, P., PODOLINSKÝ, P., ČMIEL, K. M., SOLOWSKI, Z. Vliv deformace na rozpadové diagramy kolejnicové oceli třídy IH. *Kovárenství*, (2015) 54, 29–33. ISSN 1213-9289.
- [14] http://img.pathfinder.gr/clubs/files_3/90147/2.pdf
- [15] http://www.bolzano.cz/assets/files/TP/MOP_%20Tycova_ocel/EN_10083/MOP_vlastnosti_C60.pdf
- [16] SCHINDLER, I., KAWULOK, P. Aplikáční možnosti plastometru Gleeble 3800 se simulačním modulem Hydrawedge II na VŠB-TU Ostrava. *Hutnické listy*, 66 (2013) 4, 85–90. ISSN 0018-8069.
- [17] ŠIMEČEK, P. Program QTSteel 3.2 – uživatelská příručka. Ostrava: ITA spol s.r.o., 2012, 36 s.

Obchodní klima se v říjnu zlepšilo

Stahl Aktuell

14.11.2016

Pozitivní zprávy pro německé zpracovatele oceli a kovů: výroba v odvětví se po třech čtvrtletích 2016 zvýšila o 1,4 % nad úroveň loňského roku. Růst byl vyprodukován hlavně v prvních dvou čtvrtletích, jak sdělilo Hospodářské sdružení zpracovatelů oceli a kovů (WSM). Ve třetím čtvrtletí se výroba prakticky shodovala s úrovní loňského roku (+ 0,1 %). Výhled na příští rok je podle WSM opatrně optimistický. I přes pokles ve třetím čtvrtletí tohoto roku se prognóza 1% růstu pro příští rok zdá realistická.