

## Studium vlivu deformace a vysokoteplotní austenitizace na transformační kinetiku oceli P620Q

### Study of Effect of Deformation and High-temperature Austenitization on the Transformation Kinetics of P620Q steel

Ing. Vojtěch Ševčák<sup>1</sup>; Marek Benč<sup>1</sup>; Ing. Rostislav Kawulok, Ph.D.<sup>1</sup>; Ing. Petr Kawulok, Ph.D.<sup>1</sup>; prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.<sup>1</sup>; Ing. Petr Opěla, Ph.D.<sup>1</sup>; Ing. Petra Turoňová, Ph.D.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup> TRINECKÉ ŽELEZÁRNY a.s., Průmyslová 1000, 739 61 Třinec-Staré Město, Česká republika

*Tento článek se zabývá srovnáním diagramů anizotermického rozpadu austenitu oceli P620Q. Jednalo se o ARA diagramy bez předchozí deformace (CCT) a s předchozí deformací (DCCT). Diagram s předchozí deformací byl vytvořen pro dvě austenitizační teploty (900 a 1280 °C). Pro ověření dilatometrických měření byly provedeny také metalografické analýzy a testy tvrdosti HV30. Porovnáním získaných CCT a DCCT diagramů, byl potvrzen akcelerující účinek deformace na feritickou a perlitickou přeměnu. Oproti tomu byla přeměna austenitu na bainit a martenzit předchozí deformací zbrzděna, respektive posunuta k nižším teplotám. V případě srovnání DCCT diagramů s různými teplotními podmínkami austenitizace (900 a 1280 °C) byl zjištěn zjevný účinek vyšší teploty austenitizace, a tedy i vyšší velikosti austenitického zrna, což vedlo k výraznému poklesu teplot všech přeměn austenitu s výjimkou martenzitu.*

**Klíčová slova:** ocel P620Q; válcování bezešvých trub; ARA – (D)CCT diagram; mikrostruktura

*This paper deals with the comparison of continuous cooling transformation diagrams of P620Q steel – intended for production of seamless tubes for pressure purposes. Diagrams without previous deformation (CCT) and with this deformation (DCCT) were compared. The DCCT-type of the diagram was created for two austenitization temperatures – 900°C and 1280°C. Measurement and analysis of cooling curves were realized in the range of 0.2 – 200°C·s<sup>-1</sup> (in the case of CCT) and of 0.2 (0.5) – 35°C·s<sup>-1</sup> (in the case of DCCT). Dilatometric tests were performed on the universal plastometer Gleeble 3800 with a high-sensitive optic dilatometer. Metallographic analyses and hardness tests (HV30) were performed to confirm dilatometric measurements. Based on the comparison of the obtained CCT and DCCT diagrams, the accelerating effect of deformation on the ferritic and pearlitic transformations was confirmed. Nevertheless, the influence of the prior deformation had an opposite effect in the case of the bainite and martensite transformations – these were also shifted toward lower temperatures. In the case of comparison of DCCT diagrams of different austenitization conditions (900 and 1280°C); apparent effect of the higher austenitization temperature and thus higher austenitic grain size was observed – which lead to a significant decrease of temperatures of all the austenite transformations.*

**Key words:** P620Q steel; seamless tubes rolling; (D)CCT diagram; microstructure

Důležitou součástí tváření je optimalizace mechanických vlastností. Při jejich optimalizaci hraje významnou roli historie tváření materiálu, ale také parametry ochlazování. Správným nastavením parametrů je možno ovlivňovat uzdravovací děje, fázové transformace i velikosti zrn [1 – 4]. Pro zjištění změn vlastností při řízeném ochlazování je vhodné provést sérii laboratorních testů. Pro tyto testy je ideální simulátor Gleeble 3800 [5], který umožňuje provádět dilatometrické testy pro vytvoření anizo-termických rozpadových diagramů austenitu (ARA, respektive CCT – Continuous Cooling Transformation). Při dilatometrických testech je možno zahrnout do diagramu vliv předchozí deformace (diagram DCCT – Deformation Continuous Cooling Transformation). Bylo ověřeno, že tento účinek je

dosti komplikovaný a projevuje se odlišně v případě ovlivnění kinetiky různých fázových transformací kumulací zpevnění, nebo zjemňováním výchozího zrna statickou rekrystalizací [6, 7].

Tento článek se zabývá vlivem deformace a austenitizační teploty na transformační kinetiku oceli P620Q, která byla vyjádřena pomocí konstrukce transformačních diagramů typu CCT (900 °C) a DCCT (900 °C a 1280 °C). Zkoumaný materiál (s jiným označením také 1.8876 a EN 10 216-3:2014) je podeutektoidní legovaná, vysoce jakostní jemnozrná ocel určená k výrobě bezešvých trubek a tlakových lahví [8, 9]. Normu chemického složení zkoumané oceli P620Q podle EN 10 216-3 udává tab. 1.

Tab. 1 Chemické složení oceli P620Q podle normy EN 10 216-3 [8]

Tab. 1 Chemical composition of P620Q steel according to norm EN 10 216-3 [8]

C	Si	Mn	Ni	P	S	Cr	Mo	V	N	Nb	Ti	Al	Cu	-
max 0,2	max 0,6	1-1,7	max 0,8	max 0,025	max 0,02	max 0,3	max 0,1	max 0,2	max 0,02	max 0,05	max 0,04	max 0,02	max 0,3	Nb+Ti+V< 0,22

## Experimentální práce

Transformační diagramy typu CCT a DCCT byly sestaveny na základě dilatometrických testů, podpořených metalografickými analýzami a měřením tvrdosti. Dilatometrické testy byly prováděny na zařízení plastometru Gleeble 3800 s instalovaným optickým dilatometrickým modulem pro přesné měření dilatace materiálu. Pro účely experimentu byly připraveny válcovité vzorky o rozměrech  $\phi 6 \times 86$  mm. Výhodou tohoto typu vzorků je možnost aplikace jednoosé tlakové deformace, nicméně limitující je maximální rychlost ochlazování  $35 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ . Pro rychlosti ochlazování do  $35 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  je dostačující odvod tepla do čelistí, které vzorek drží uvnitř dilatometrického modulu. Pro vyšší rychlosti ochlazování byly připravené vzorky se speciální tvarovou úpravou, jež mají redukovanou středovou oblast na rozměry  $\phi 5 \times 5$  mm a duté hlavové části, které slouží pro ochlazování pomocí speciálních vzduchových trysek. Tato úprava vzorku umožňuje dosahovat rychlosti ochlazování až do  $200 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ . Tento typ vzorků však není možné využít pro konstrukci deformačně ovlivněných diagramů typu DCCT, a to z toho důvodu, že tyto vzorky není možné deformovat [5].

Pro konstrukci CCT a DCCT diagramů byly všechny vzorky jednotně austenitizovány při teplotě  $900 \text{ }^\circ\text{C}$ , přičemž rychlost ohřevu byla  $10 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ . Následovala 3minutová výdrž na této teplotě, což zaručovalo plně austenitizovanou strukturu vzorků. Po této prodlevě pro případ sestrojení CCT diagramu následovalo ochlazování rychlostmi v rozsahu  $0,2$  až  $200 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ . Pro sestrojení DCCT diagramu předcházela ochlazování deformace jednoosým tlakem o velikosti  $0,35$  skutečné (logaritmické) deformace a deformační rychlosti  $1 \text{ s}^{-1}$ . Rychlosti ochlazování byly v tomto případě voleny v rozsahu  $0,2$  až  $35 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ .

Pro doplnění a především simulaci reálných podmínek děrování kosým válčováním při výrobě bezešvých trubek byl sestrojen DCCT diagram s austenitizační teplotou  $1280 \text{ }^\circ\text{C}$ . Vzorky byly tedy ohřáty na tuto teplotu rychlostí opět  $10 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ , následovala 5minutová výdrž a poté ochlazení rychlostí  $5 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  na teplotu  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  s krátkou vyrovnávací výdrží  $5 \text{ s}$ . Po výdrži na teplotě  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  následovala deformace o stejných parametrech jako v případě (nizkoteplotního) DCCT diagramu a následně byly ochlazovány rychlostmi v rozsahu  $0,5 - 35 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ .

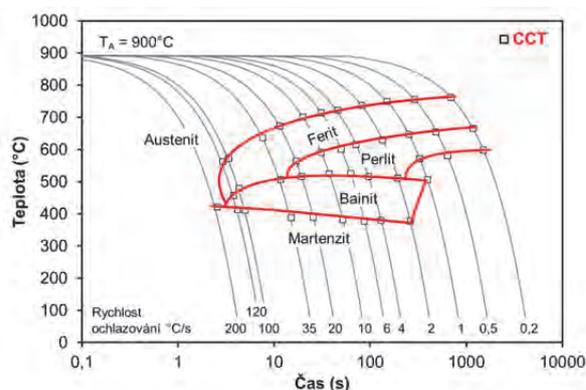
Všechny získané dilatometrické křivky byly analyzovány za pomoci specializovaného CCT softwaru, jenž je součástí dilatometrických modulů na plastometru Gleeble 3800. Na základě takto analyzovaných dilatometrických

křivek byly pomocí tohoto CCT softwaru zkonstruovány i samotné transformační diagramy.

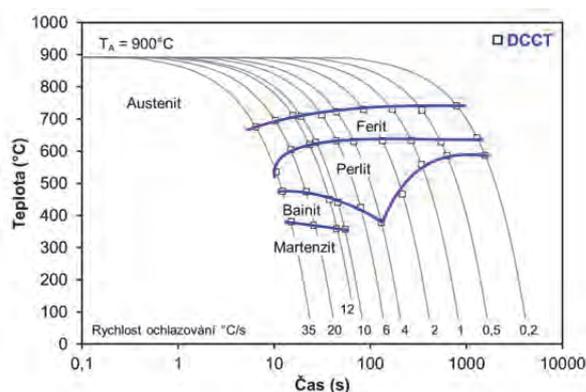
Pro verifikaci výstupů dilatometrických testů byly provedeny metalografické analýzy a měření tvrdosti HV30 vybraných vzorků.

## Diskuse výsledků

CCT diagram oceli P620Q sestrojený podle dilatometrických analýz znázorňuje obr. 1. Z tohoto obrázku je zřejmé, že pro dosažení čisté feriticko-perlitické struktury je zapotřebí relativně pomalých ochlazovacích rychlostí (do  $1 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ).



Obr. 1 CCT diagram oceli P620Q s teplotou austenitizace  $900 \text{ }^\circ\text{C}$   
Fig. 1 CCT diagram of steel P620Q with austenitization temperature of  $900 \text{ }^\circ\text{C}$

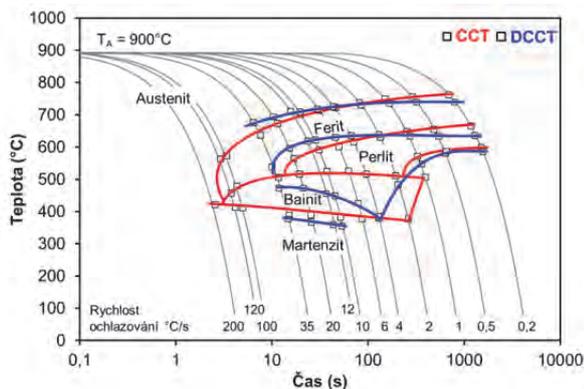


Obr. 2 DCCT diagram oceli P620Q s teplotou austenitizace  $900 \text{ }^\circ\text{C}$   
Fig. 2 DCCT diagram of steel P620Q with austenitization temperature of  $900 \text{ }^\circ\text{C}$

Dalším v pořadí sestrojených diagramů pro ocel P620Q byl DCCT diagram, který byl sestrojen po austenitizaci vzorků při teplotě  $900 \text{ }^\circ\text{C}$ . Tato varianta DCCT diagramu je uvedena na obr. 2. Tento DCCT diagram však není zcela kompletní, jelikož v oblastech vyšších rychlostí ochlazování (nad  $35 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ) nebylo možné provést

dilatometrické testy s vlivem předchozí deformace, a to z důvodu limitní rychlosti ochlazování  $35\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$  danou, výše zmíněnou tvarovou úpravou příslušných vzorků.

Srovnání obou typů diagramů (CCT – obr. 1 a DCCT – obr. 2), které byly vytvořeny při shodných podmínkách teplotního režimu, potvrzuje, že došlo k potvrzení teze o akceleraci transformačních přeměn řízených difuzí (ferit a perlit). Toto srovnání je zobrazeno na obr. 3.



Obr. 3 Porovnání diagramů CCT a DCCT se stejnou austenitizační teplotou ( $900\text{ °C}$ )

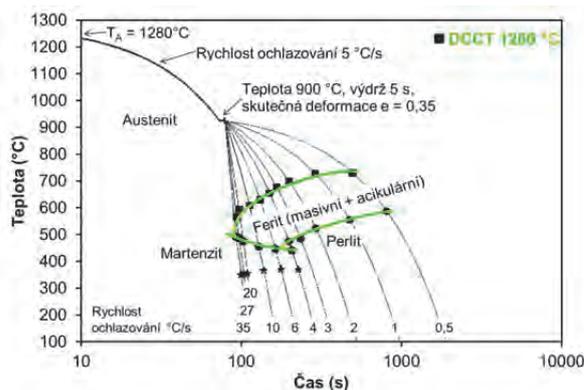
Fig. 3 Comparison of CCT and DCCT diagrams with the same austenitization temperature ( $900\text{ °C}$ )

Z tohoto grafického porovnání je zcela zřejmý akcelerující efekt na perlitickou přeměnu. Totéž se očekává u přeměny austenitu na perlit, ačkoli DCCT diagram neobsahuje data transformací pro vyšší rychlosti ochlazování než  $35\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ . Akcelerující účinek deformace na feritickou transformaci předpovídala již řada předchozích prací [9]. Potvrzují jej i zde prezentované experimentální výsledky, které zjišťují vyšší hodnoty teplotních souřadnic u rozsahu rychlostí ochlazování  $4 - 35\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$  této přeměny v případě DCCT diagramu zkoumané oceli. Studium vlivu deformace na bainitickou přeměnu je možné se setkat s oběma možnostmi, čili deformace může vést k akceleraci této přeměny, ale v jiných případech naopak může deformace oddálit bainitickou transformaci, což bude zřejmě platit i pro oceli P620Q. U vlivu deformace na transformaci austenitu na martenzit převládá předpoklad, že předchozí deformací ovlivněný austenit se bude transformovat na martenzit spíše při mírně nižších teplotách, než v případě nedeformovaného austenitu. Tento předpoklad platí i pro ocel P620Q, u které navíc vlivem deformace došlo i k posunu fázové přeměny v čase. Při rychlosti nižší než 10 již tedy nebyl martenzit detekován dilatometricky, ani metalograficky.

Vysokoteplotní ( $1280\text{ °C}$ ) DCCT diagram zkoumané oceli je uveden na obr. 4.

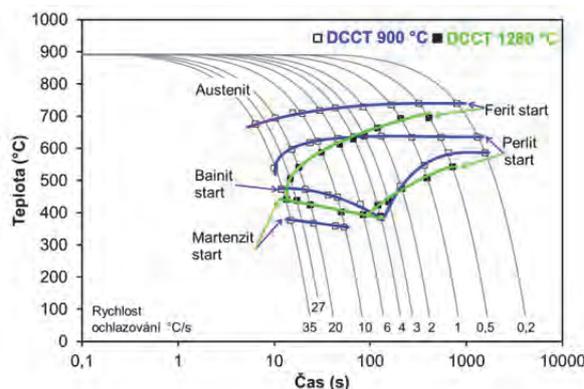
Pro snadnější orientaci v získaném vysokoteplotním DCCT diagramu, a především pro možnost srovnání s DCCT diagramem sestaveným bez vlivu kombinace vysokoteplotního ohřevu, bylo nutné tento diagram na obr. 4 přepracovat na DCCT diagram, který začíná

ochlazováním již po ukončení deformace, a tedy i z teploty  $900\text{ °C}$ . Pro sestrojení takového diagramu bylo zapotřebí všechny ochlazovací křivky zkrátit přibližně o 81 s. Tato doba znamená čas pro ochlazování z teploty  $1280\text{ °C}$  na teplotu  $900\text{ °C}$  při rychlosti ochlazování  $5\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$  je roven  $76\text{ s} + 5\text{ s}$  výdrže na teplotě  $900\text{ °C}$ . O stejný čas musely být také zkráceny a přepočteny hodnoty souřadnic jednotlivých fázových přeměn. Výsledný vysokoteplotní DCCT diagram po těchto úpravách včetně srovnání s nízkoteplotním DCCT diagramem je uveden na obr. 5.



Obr. 4 DCCT diagram oceli P620Q po vysokoteplotní austenitizaci ( $1280\text{ °C}$ )

Fig. 4 DCCT diagram of steel P620Q after high-temperature austenitization ( $1280\text{ °C}$ )



Obr. 5 Porovnání diagramů DCCT ( $T_A = 900\text{ °C}$ ) a DCCT ( $T_A = 1280\text{ °C}$ )

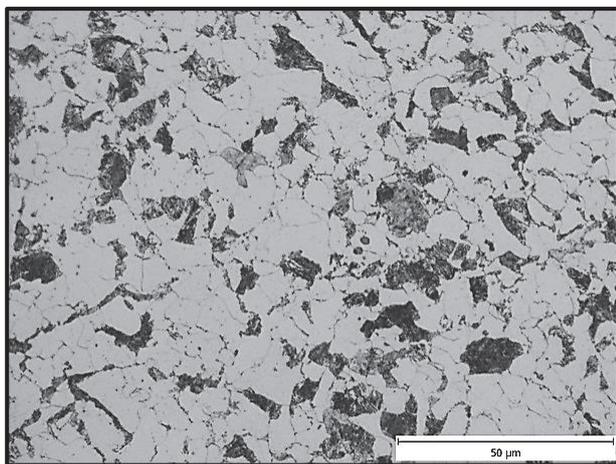
Fig. 5 Comparison of DCCT ( $T_A = 900\text{ °C}$ ) and DCCT ( $T_A = 1280\text{ °C}$ ) diagrams

Srovnání DCCT diagramů s různými teplotními podmínkami austenitizace ( $900$  a  $1280\text{ °C}$ ) ukázalo na zjevný účinek vyšší teploty austenitizace, a tedy i vyšší velikosti austenitického zrna, který vedl k výraznému poklesu teplot všech přeměn austenitu s výjimkou martenzitu, kdy teplota martenzitu start vzrostla o cca  $80\text{ °C}$ . Další zjištěnou zajímavostí byla absence bainitické transformace vlivem vysokoteplotní austenitizace. Způsobuje to masivní austenitické zrna, které potlačuje právě bainitickou přeměnu na úkor tvorby acikulárního feritu, který je oproti masivnímu feritu výrazně tvrdší. V literatuře se proto lze setkat také s označením bainitický (acikulární) ferit [10, 11].

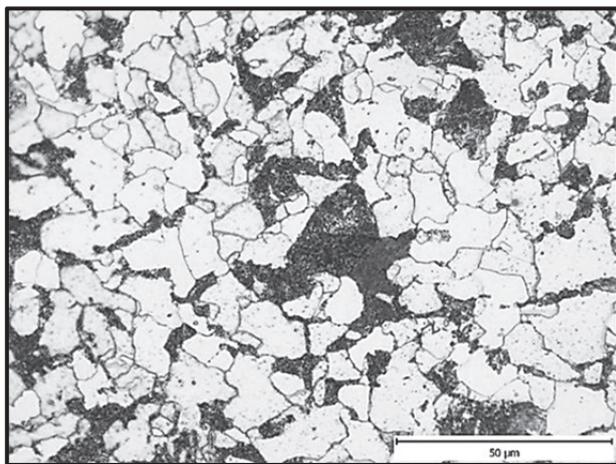
Výsledky dilatometrických testů byly porovnány s metalografickými analýzami, které potvrdily správnost sestavených diagramů. Metalografické analýzy se prováděly na optickém mikroskopu v kombinaci s vyhodnocovacím softwarem QuickPHOTO INDUSTRIAL.

Metalografické analýzy potvrdily, že při nejnižších rychlostech ochlazování ( $0,2$  a  $0,5$   $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ) jsou vzorky tvořeny výhradně feritem a perlitem (obr. 6). Vzorky pro sestavení vysokoteplotního DCCT diagramu mají ve struktuře dvojí morfologii feritu, a sice masivní polyedrický ferit a acikulární ferit, jak je patrné z obr. 6c.

Nízkoteplotní austenitizace u vzorku bez deformace (obr. 6a) vytvořila strukturu se 78 % feritu a 22 % perlitu. Předěslá deformace zvýšila podíl perlitu na 35 % (obr. 6b). Vzorek s deformací a vysokoteplotní austenitizací (obr. 6c) má ještě vyšší podíl perlitu (až 40 %) a ferit se zde vyskytuje v podobě masivní polyedrické strukturní složky, která krysta lizuje především na hranicích původních austenitických zrn, a dále také v acikulární formě.



a) CCT ( $T_A = 900$   $^{\circ}\text{C}$ ) vzorek ochlazovaný rychlostí  $0,2$   $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$   
a) CCT ( $T_A = 900$   $^{\circ}\text{C}$ ) sample cooled by cooling rate of  $0,2$   $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$



b) DCCT ( $T_A = 900$   $^{\circ}\text{C}$ ) vzorek ochlazovaný rychlostí  $0,5$   $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$   
b) DCCT ( $T_A = 900$   $^{\circ}\text{C}$ ) sample cooled by cooling rate of  $0,5$   $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

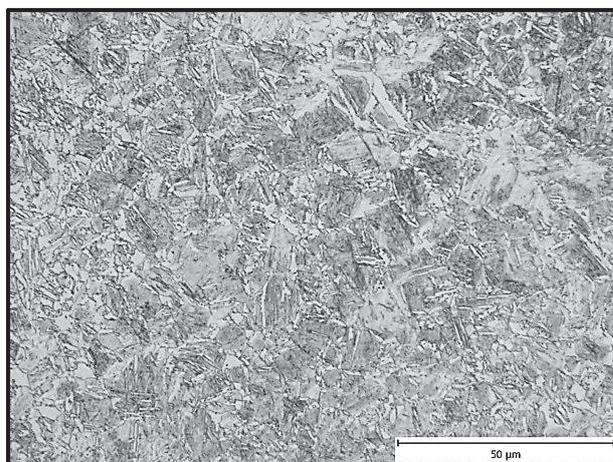


c) DCCT ( $T_A = 1280$   $^{\circ}\text{C}$ ) vzorek ochlazovaný rychlostí  $0,5$   $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$   
c) DCCT ( $T_A = 1280$   $^{\circ}\text{C}$ ) sample cooled by cooling rate of  $0,5$   $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

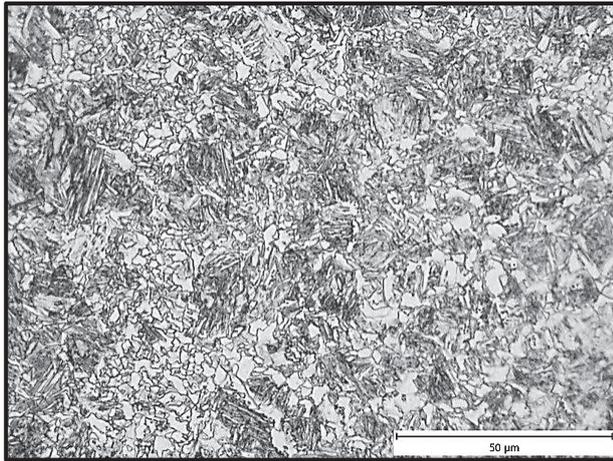
Obr. 6 Příklady mikrostruktury vzorků s velmi pomalými rychlostmi ochlazování

Fig. 6 Examples of microstructure of samples cooled by very slow cooling rates

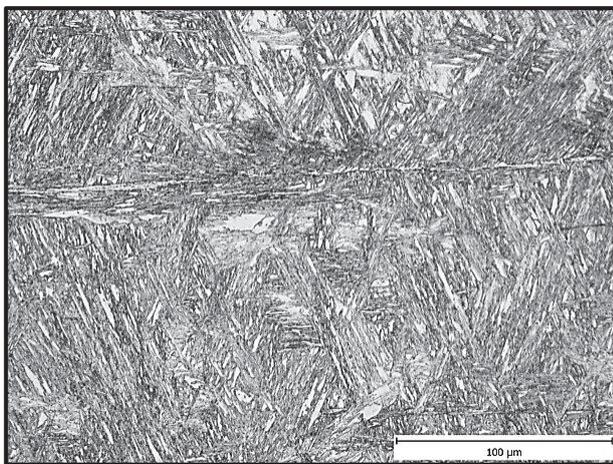
Obr. 7 ukazuje struktury ochlazované rychlostí  $35$   $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ . Struktura nedeformovaného vzorku (obr. 7a) je v tomto případě tvořena směsí základních složek (bainit a martenzit) a minoritního podílu feritu. Vzorek ovlivněný předchozí deformací a vystavený ohřevu pouze na teplotě  $900$   $^{\circ}\text{C}$  (obr. 7b) má ve struktuře oproti předchozímu případu mírně vyšší podíl feritu a navíc malé množství perlitu. Právě i tyto rozbory signalizují akcelerační účinek deformace na feritickou a perlitickou přeměnu. U vzorku vystaveného vysokoteplotní austenitizaci a následně deformaci (obr. 7c) je struktura po rychlosti ochlazování  $35$   $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  tvořena výhradně martenzitem s minimálním množstvím feritu (do 2 %), který není možno detekovat dilatometricky. Hranice rozlišitelnosti jednotlivých produktů přeměn pomocí dilatometrie je 5 % podílu dané strukturní složky, takže uvedený podíl feritu ve struktuře se považuje prakticky za zanedbatelný [6].



a) CCT ( $T_A = 900$   $^{\circ}\text{C}$ ) vzorek ochlazovaný rychlostí  $35$   $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$   
a) CCT ( $T_A = 900$   $^{\circ}\text{C}$ ) sample cooled by cooling rate of  $35$   $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$



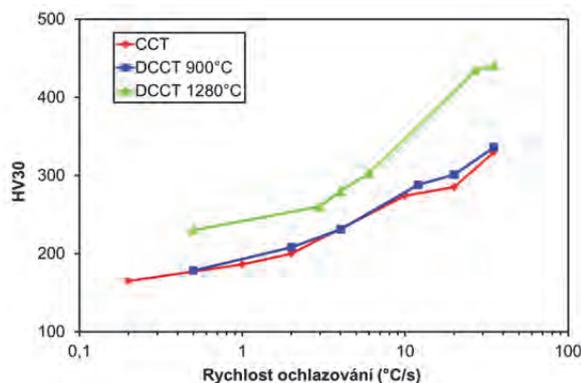
b) DCCT ( $T_A = 900\text{ °C}$ ) vzorek ochlazovaný rychlostí  $35\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$   
b) DCCT ( $T_A = 900\text{ °C}$ ) sample cooled by cooling rate of  $35\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$



c) DCCT ( $T_A = 1280\text{ °C}$ ) vzorek ochlazovaný rychlostí  $35\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$   
c) DCCT ( $T_A = 1280\text{ °C}$ ) sample cooled by cooling rate of  $35\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$

Obr. 7 Příklady mikrostruktury vzorků s velmi pomalými rychlostmi ochlazování

Fig. 7 Examples of microstructure of samples cooled by very slow cooling rates



Obr. 8 Graf výsledků měření tvrdosti

Fig. 8 Diagram of hardness tests results

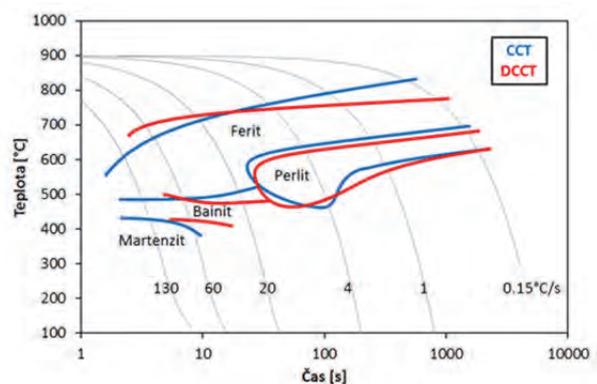
Tab. 2 a obr. 8 zobrazují výsledky testů tvrdosti, které byly provedeny na vybraných vzorcích. Ze srovnání tvrdostí na obr. 8 je patrné, že vzorky se stejnou

austenitizační teplotou a rychlostí ochlazování mají velice podobné hodnoty. Tyto poznatky jsou ve shodě s metalografickou analýzou. Vzorky s vysokoteplotní austenitizací vykazují znatelné zvýšení tvrdosti. Pravděpodobně to způsobuje výskyt značného množství acikulárního feritu ve struktuře vzorků. Tato morfologie feritu je značně tvrdší než u feritu polyedrického [10, 11].

Tab. 2 Výsledky měření tvrdosti vybraných vzorků  
Tab. 2 Results of hardness tests of selected samples

CCT 900 °C		DCCT 900 °C		DCCT 1280 °C	
Rychlost ochlazování (°C·s <sup>-1</sup> )	Tvrdość HV30	Rychlost ochlazování (°C·s <sup>-1</sup> )	Tvrdość HV30	Rychlost ochlazování (°C·s <sup>-1</sup> )	Tvrdość HV30
0,2	165	0,5	178	0,5	230
1	186	2	208	3	260
2	200	4	231	4	280
10	274	12	288	6	303
20	285	20	301	27	435
35	330	35	336	35	441

Pro ověření získaných výsledků tvrdosti byly výsledky dilatometrického testování oceli P620Q srovnány s výsledky oceli X70, která byla testována při shodných podmínkách. Ocel X70 také slouží pro výrobu bezešvých trubek a má normované chemické složení velmi blízké oceli P620Q. Obr. 9 ukazuje porovnání CCT a DCCT diagramu oceli X70. U oceli X70 se oblasti perlitu a feritu chovají podobně jako v případě oceli P620Q, ale bainit a martenzit se posunul obráceně k nižším rychlostem ochlazování. K určení kritických rychlostí pro tvorbu jednotlivých přeměn (nosů přeměn) nastal však u obou zkoumaných ocelí stejný problém, a to limitní rychlosti ochlazování použitých k deformaci určených vzorků [9].

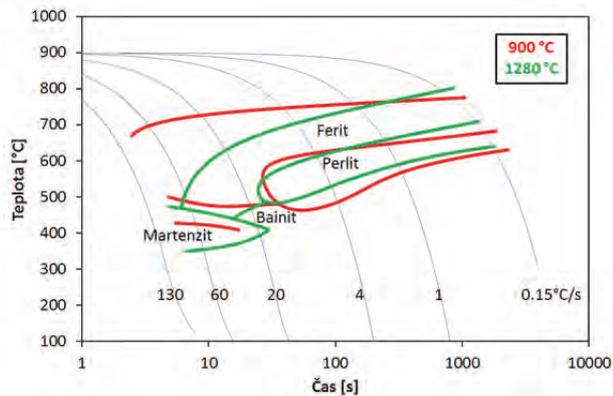


Obr. 9 CCT a DCCT diagram oceli X70 [9]

Fig. 9 CCT and DCCT diagram of steel X70 [9]

Obr. 10 ukazuje DCCT diagramy vytvořené pro ocel X70 za totožných deformačních a austenitizačních podmínek jako u oceli P620Q. Obě dvě tyto oceli vykazují podobný trend pro transformaci austenitu na ferit, příp. perlit, a to tak, že se počátek této transformace posunuje k nižším teplotám vlivem předešlé vysokoteplotní austenitizace. Opačný posun vykazovala teplota pro počátek tvorby

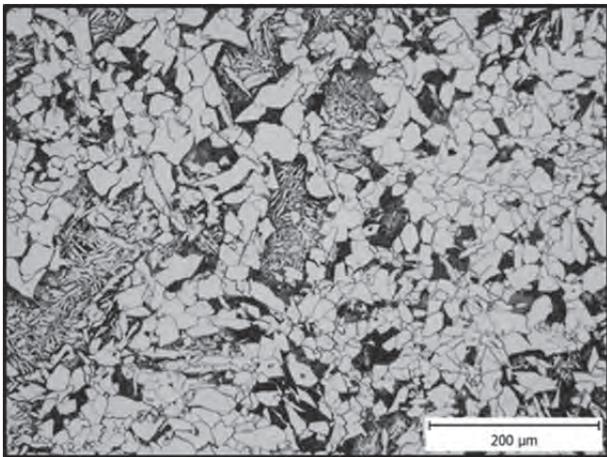
martenzitu  $M_s$ , kdy vlivem vyšší teploty austenitizace a potažmo i velikosti austenitického zrna došlo u oceli X70 ke snížení této teploty, zatímco ocel P620Q vykazovala zvýšení teploty počátku vzniku martenzitu. Tyto teplotní jevy jsou patrné z obr. 5 a 10.



Obr. 10 DCCT diagramy oceli X70 s různými teplotami austenitizace [9]

Fig. 10 DCCT diagrams of X70 steel with different austenitizations temperatures [9]

V případě bainitické transformace nebyla tato přeměna potlačena, ačkoli u obou ocelí vzniklo značné množství acikulárního (bainitického) feritu (obr. 11), jehož tvorba je přímo spojena s hrubozrnnou výchozí strukturou, které bylo docíleno záměrným zvýšením austenitizační teploty [10, 11].



Obr. 11 Mikrostruktura vzorku z oceli X70 po vysokoteplotní austenitizaci a následné deformaci s rychlostí ochlazování  $0,7\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$  [9]

Fig. 11 The microstructure of samples of steel X70 after high-temperature austenitization and deformation followed by cooling at a cooling rate of  $0,7\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$  [9]

## Závěr

Byly provedeny dilatometrické testy pro zjištění vlivu deformace a austenitizační teploty na ocel P620Q. Experimenty prokázaly, že při stejné teplotě austenitizace ( $900\text{ °C}$ ) a rozdílné deformaci se struktury téměř neliší, což bylo potvrzeno testy tvrdosti a metalografickou

analýzou. V případě stejné deformace a rozdílné teplotě austenitizace ( $900\text{ a }1280\text{ °C}$ ) byl rozdíl ve strukturách markantnější, a to vlivem různé velikosti výchozího zrna. Především u vyšších rychlostí ochlazování se anizotermické rozpadové diagramy austenitu výrazněji lišily. Nejzásadnějším zjištěním bylo potlačení bainitické přeměny vlivem vysokoteplotní austenitizace. Následkem tohoto jevu lze ve struktuře očekávat nezanedbatelný podíl acikulárního feritu, který zvyšuje hodnoty tvrdosti. Získané výsledky vykazovaly v určitých oblastech podobné trendy jako u oceli X70, která je také používána, stejně jako ocel P620Q, pro výrobu bezešvých trubek.

## Poděkování

Práce vznikla při řešení projektu FV10253 „Výzkum a vývoj progresivních mikrolegovaných materiálů pro teplotně řízené válcování a ochlazování s následným zušlechťením bezešvých trub pro použití v oblasti OCTG a strojním průmyslu“ financovaného Ministerstvem průmyslu a obchodu ČR, projektu LO1203 „Regionální materiálově technologické výzkumné centrum – Program udržitelnosti“ financovaného Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky, a v rámci projektů studentské grantové soutěže SP2018/105 a SP2018/60 podporovaných na VŠB – TU Ostrava Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky.

## Literatura

- [1] TRZASKA, J., DOBRZAŃSKI, L. A. Modelling of CCT Diagrams for Engineering and Constructional Steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 192 (2007), 504–510.
- [2] McQUEEN, H. J. Historical Aspects of Thermomechanical Processing for Steels. *Materials Science Forum*, 539-543 (2007) 5, 4397–4404.
- [3] ISASTI, N. et al. Modeling of CCT Diagrams and Ferrite Grain Size Prediction in Low Carbon Nb–Mo Microalloyed Steels. *ISIJ International*, 55 (2015) 9, 1963–1972.
- [4] NÜRNBERGER, F. et al. Microstructure Transformations in Tempering Steels during Continuous Cooling from Hot Forging Temperatures. *Steel Research International*, 81 (2010) 3, 224–233.
- [5] SCHINDLER, I., KAWULOK, P. Aplikační možnosti plastometru Gleeble 3800 se simulačním modulem Hydrawedge II na VŠB-TU Ostrava. *Hutnické listy*, 66 (2013) 4, 85–90.
- [6] KAWULOK, R. et al. Effect of Deformation on the Continuous Cooling Transformation (CCT) Diagram of Steel 32CRB4. *Metalurgija*, 54 (2015) 3, 473–476.
- [7] KAWULOK, R. et al. Transformation Kinetics of Selected Steel Grades after Plastic Deformation. *Metalurgija*, 55 (2016) 3, 357-360.
- [8] *European Steel and Alloy Grades/Numbers* [online]. SteelNumber. [cit. 10.11.2018]. Available from > [http://www.steelnumber.com/en/steel\\_composition\\_eu.php?name\\_id=530](http://www.steelnumber.com/en/steel_composition_eu.php?name_id=530)
- [9] SCHINDLER, I., KAWULOK, P., SEILLIER, Y., KAWULOK, R., VODÁREK, V., RUSZ, S., OPĚLA, P., TURON, R., JURČA, R. Anizotermické rozpadové diagramy oceli X70 pro výrobu bezešvých trub. *Kovárenství*, 61 (2017), 44–50.
- [10] KRUGLOVA, A. A., ORLOV, V. V. Effect of Hot Plastic Deformation in the Austenite Interval on Structure Formation in Low-alloyed-carbon steels. *Metal science and heat treatment*, 12 (2007) 49, 556–560.
- [11] KAWATA, H., FUJIWARA, K. Effect of Carbon Content on Bainite Transformation Start Temperature in Low Carbon Fe-9Ni-C Alloys. *ISIJ International*, 10 (2017) 51, 1866–1873.