

Modelování tepelného zpracování ocelí pro výrobu vysokopevných pružin

Modelling of Heat Treatment of Steels for the Production of High-strength Springs

Ing. Magdalena Šmátralová, Ph.D.; Dr. Ing. Zdeněk Kuboň

MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s. r. o., Pohraniční 693/31, 703 00 Ostrava - Vítkovice, Česká republika

Príspevek se věnuje modelování tepelného zpracování oceli 51CrV4 a 52CrMoV4, jehož cílem bylo definovat podmínky, za jakých je možné dosáhnout požadovaných mechanických vlastností vysokopevných pružin. Pro modelování tepelného zpracování bylo využito kalícího dilatometru DIL 805A, který umožňuje přesnou simulaci navržených režimů tepelného zpracování a z dilatometrických záznamů pak získávat poznatky o průběhu fázových transformací probíhajících v průběhu ohřevu a ochlazování materiálu, které se projevují rozměrovou změnou v důsledku změn v krystalové mřížce. Simulace byly prováděny pro různé parametry kalení, včetně rychlostí ohřevu a absence výdrže na austenitizační teplotě a také pro variantu s tzv. dohřevem, kdy je pružina z důvodu poklesu teploty během její výroby znovu zahřívána na austenitizační teplotu a pak zakalena. Výsledky simulací jednak potvrdily důležitost výdrže na teplotě austenitizace, jednak existenci vratné transformace na perlit, k níž dochází při opakovaném ohřevu.

Klíčová slova: modelování tepelného zpracování; dilatometr; ocel 51CrV4; ocel 52CrMoV4

The paper deals with modelling of heat treatment of high-strength spring steels 51CrV4 and 52CrMoV4 aimed at the definition of conditions that must be set in order to achieve the required material properties. Heat treatment was modelled by means of DIL 805A quenching dilatometer that enabled an accurate and step-by-step simulation of the heat treatment procedure and acquisition of detailed knowledge of phase transformations occurring during the heating and cooling of the tested material. The phase transformations during heating and cooling of a heat-treated material are manifested by the dimensional changes that occur as a result of changes in the crystal lattice. The simulations were carried out for various parameters of quenching, including heating rates and dwell time at austenizing temperature and also for the situation when the finished spring is re-austenized owing to the temperature drop during manipulation and winding of it. The importance of dwell time at austenizing temperature was demonstrated by the insufficient hardness of quickly heated and immediately quenched samples. Dilatometric measurements performed in reheated specimens revealed another phase transformation that appeared during reheating. The undercooled austenite transforms into pearlite during reheating due to a long time of necessary technological operations and subsequent heating to the reheating temperature, which is longer than the corresponding incubation period of pearlite (S-curve in the CCT diagram). This explains the experimentally observed fact that the transformation does not occur during cooling to any intermediate operation temperature, but only during reheating, when reversed transformation into pearlite and back into austenite occurs. Depending on the heating parameters, the respective transformation curves for the formation of pearlite and bainite are shifted to the left due to the limited dissolution of the carbides and uncompleted stabilization of austenite.

Key words: modelling of heat treatment; dilatometer; steel 51CrV4; steel 52CrMoV4

Klasické vysokopevné nízkolegované oceli patří mezi hojně využívané kovové materiály v technické praxi. Přestože patří k široce prostudovaným materiálům, pořád existují způsoby jejich tepelného zpracování, u kterých je nutno rozšířit poznatky o jejich chování a výsledných vlastnostech. Tato skutečnost souvisí s vývojem techniky i snižováním hmotnosti konstrukcí, kdy jsou vlastnosti materiálů využívány velmi blízko svého limitu. Tyto vlastnosti mohou být kromě chemického složení významně ovlivněny také mikrostrukturou, která je právě řízená tepelným zpracováním. Optimalizace postupu tepelného zpracování pochopitelně musí vycházet ze znalostí průběhu a charakteru fázových transformací konkrétního materiálu. Termodynamika a kinetika fázových transformací,

určující povahu výsledných produktů při rozpadu austenitu během plynulého ochlazování při normalizačním žhání nebo kalení, je citlivou funkcí rychlosti ochlazování z teploty austenitizace. Teplotně-časové vymezení procesů, probíhajících při anizotermickém rozpadu austenitu v průběhu ochlazování, má prvořadý význam pro specifikaci tepelného režimu a optimálních postupů tepelného zpracování reálných výrobků z dané oceli, umožňujících spolehlivé dosahování komplexu požadovaných vlastností, zejména mechanických [1 – 3]. K tomuto účelu se běžně využívá diagram anizotropického rozpadu austenitu – ARA diagramu dané oceli. V něm lze vymezit teplotně-časové oblasti, ve kterých vznikají jednotlivé produkty transformace podchlazeného austenitu (ferit,

perlit, bainit, martenzit) a na jeho základě lze zvolit takové parametry ochlazování reálných výrobků, které povedou k získání požadované mikrostruktury, a tedy i výsledných vlastností hotových výrobků.

Fázové transformace probíhající v průběhu ohřevu a ochlazování materiálu při tepelném zpracování se projevují objemovou změnou, k níž dochází v důsledku změn krystalové mřížky. Tyto transformace lze zaznamenat pomocí dilatometrického záznamu, tedy na křivce závislosti prodloužení zkušební tyče na teplotě, kde se v oblasti mřížkových transformací projeví zlomy, z nichž se vyhodnocuje teplota přeměny. Dilatometrická měření se pak většinou doplňují metalografickým rozbořem, který potvrdí typ a výsledný produkt fázové transformace, a také měřením tvrdosti. Všechny tyto výsledky se pak stávají součástí konstrukce diagramu anizotropního rozpadu oceli (ARA diagramu) dané značky oceli.

1. Studium strukturních přeměn oceli 51CrV4 a 52CrMoV4, diagram ARA

Ocel 51CrV4 a 52CrMoV4 patří do skupiny nízkolegovaných chrom-vanadových, resp. chrom-molybden-vanadových ocelí používaných pro výrobu zušlechťovaných pružin. Vstupním materiálem pro tyto pružiny jsou tyče kruhového průřezu s loupáným povrchem dle ČSN EN 10277-1 [4]. Jakost obou ocelí je definována v ČSN EN 10089-1 [5]. Při optimalizaci postupu tepelného zpracování a sestavení návrhu jeho konkrétních režimů se zpravidla jako první krok sestavuje ARA diagram včetně stanovení teplot fázových přeměn A_{c1} a A_{c3} , resp. teploty počátku martenzitické transformace M_s . Pro sestavení diagramu anizotropického rozpadu obou značek oceli byly použity vzorky za tepla válcovaných a loupáných tyčí, jejichž chemické složení je uvedeno v tab. 1. V rámci konstrukce ARA diagramu byly experimentálně stanoveny i teploty fázových přeměn, které jsou rovněž uvedeny v tab. 1.

Tab. 1 Chemické složení oceli 51CrV4 a 52CrMoV4 (hm. %)

Tab. 1 Chemical composition of steel 51CrV4 and 52CrMoV4 (wt. %)

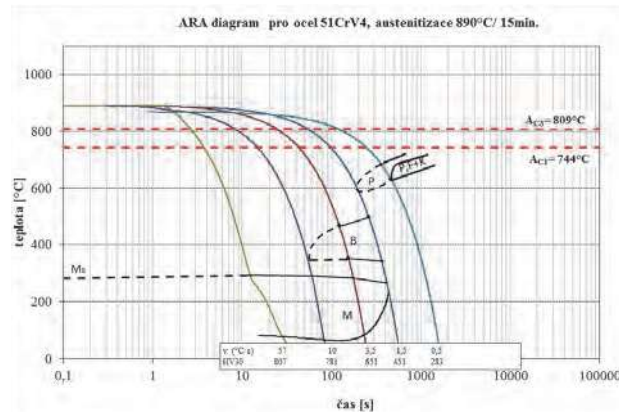
Ocel	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo
51CrV4	0,53	1,02	0,3	0,013	0,012	1,15	-
52CrMoV4	0,52	1,03	0,28	0,017	0,007	1,07	0,21
Ocel	V	Al	N	H ₂	A _{c1}	A _{c3}	
51CrV4	0,159	0,003	0,0066	1,9 ppm	744 °C	809 °C	
52CrMoV4	0,113	0,003	0,0058	1,7 ppm	745 °C	786 °C	

Podle doporučení normy DIN 17014-3 byla při měření použita rychlost ohřevu a ochlazování vzorku pro stanovení teplot fázových přeměn $3\text{ °C}\cdot\text{min}^{-1}$ s výdrží na austenizační teplotě po dobu 15 min [6].

Pro konstrukci samotného diagramu anizotermického rozpadu austenitu této oceli byla zvolena teplota austenitizace 890 °C pro ocel 51CrV4 a 870 °C pro ocel 52CrMoV4 s výdrží na teplotě 15 min. Pro sestavení jednotlivých ochlazovacích křivek ARA diagramu byly

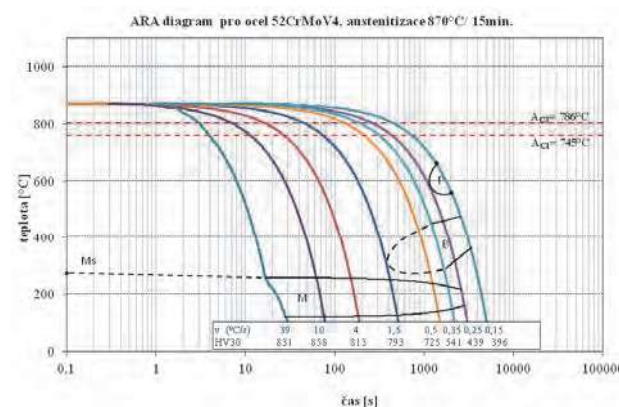
použity rychlosti ochlazování v intervalu zhruba od $50\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ do $0,15\text{ °C}\cdot\text{min}^{-1}$. Získané výsledky jsou pochopitelně platné pouze pro chemické složení daných taveb ocelí a aplikované podmínky austenitizace. Umožňují však poměrně přesný přehled na přeměnu obou těchto ocelí i v obecnějším měřítku.

Na obr. 1 je zobrazen ARA diagram oceli 51CrV4 sestavený na základě provedených dilatometrických měření, metalografických analýz a měření tvrdosti. V diagramu jsou vymezeny oblasti teplotně a časově ohraničující výskytu feritu a karbidů, perlitu, bainitu a martenzitu. Ocel získává po ochlazování z teploty austenitizace rychlostí vyšší než $10\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ plně martenzitickou strukturu s hodnotami tvrdosti okolo 800 HV. Při poklesu ochlazovací rychlosti ve struktuře nejprve roste podíl bainitu na úkor martenzitu a tvrdost klesá až k 450 HV. Při rychlostech ochlazování menších než asi $1,5\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ nahrazuje martenzitickou i bainitickou transformaci přeměna na perlit, při dalším poklesu rychlosti ochlazování vzniká směs perlitické struktury a feritu s karbidy za dalšího poklesu tvrdosti.



Obr. 1 ARA diagram oceli 51CrV4, teplota $M_s = 283\text{ °C}$ stanovená výpočtem podle [7]

Fig. 1 CCT diagram for steel 51CrV4, temperature $M_s = 283\text{ °C}$ calculated according to [7]

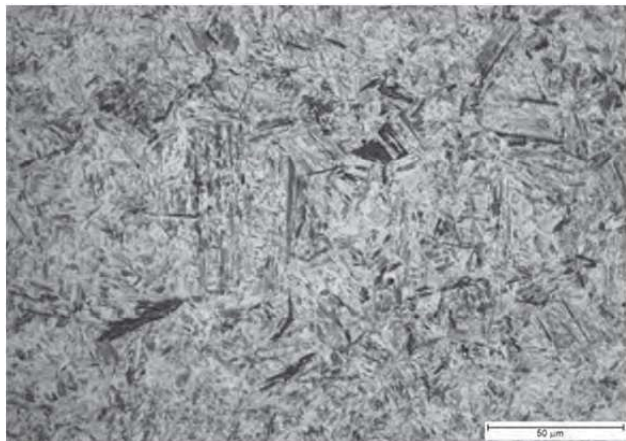


Obr. 2 ARA diagram oceli 52CrMoV4, teplota $M_s = 274\text{ °C}$ stanovená výpočtem podle [7]

Fig. 2 CCT diagram for steel 52CrMoV4, temperature $M_s = 274\text{ °C}$ calculated according to [7]

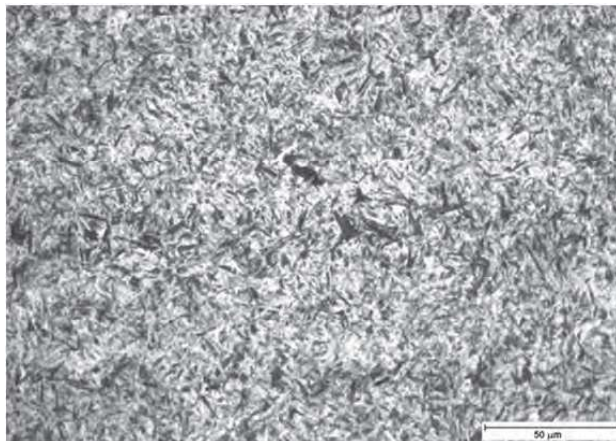
Obr. 2 ukazuje ARA diagram oceli 52CrMoV4. Oproti oceli 51CrV4 je počátek transformace na bainit posunut až k rychlosti ochlazování okolo $1,5\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$, ovšem tvrdost martenzitu se (i s ohledem na prakticky stejný obsah

uhlíku) pohybuje rovněž okolo 800 HV. Podobně jako u předešlé oceli se snižuje tvrdost s klesající ochlazovací rychlostí spolu s rostoucím podílem bainitu ve výsledné struktuře, a to až na 440 HV. Při rychlostech ochlazování menších než asi $0,25\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ nastává plná přeměna na perlit, spojená s dalším poklesem tvrdosti.



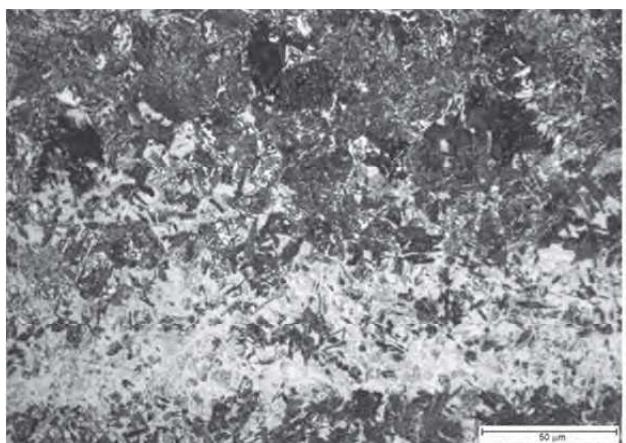
Obr. 3 Martenzitická struktura oceli 51CrV4, rychlost ochlazování $v = 10\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig. 3 Martensitic microstructure of the steel 51CrV4, cooling rate $v = 10\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$



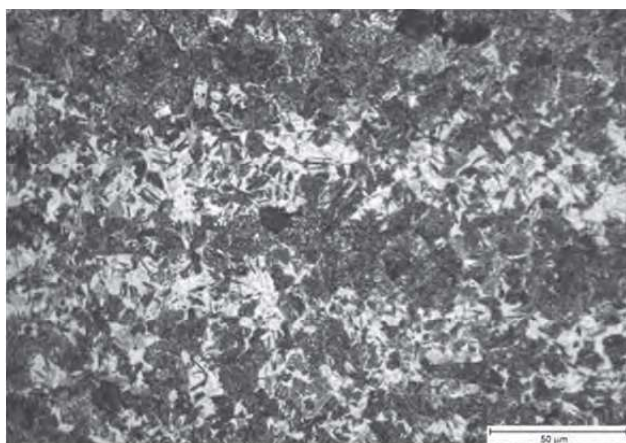
Obr. 4 Martenzitická struktura oceli 52CrMoV4, rychlost ochlazování $v = 1,5\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig. 4 Martensitic microstructure of the steel 52CrMoV4, cooling rate $v = 1.5\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$



Obr. 5 Smíšená martenziticko-bainitická struktura, ocel 51CrV4, rychlost ochlazování $v = 1,5\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig. 5 Mixed microstructure of martensite and bainite, steel 51CrV, cooling rate $v = 1.5\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$



Obr. 6 Převážně perlitická struktura, ocel 52CrMoV4, rychlost ochlazování $v = 0,25\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig. 6 Predominantly pearlitic microstructure, steel 52CrMoV4, cooling rate $v = 0.25\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$

Obou ocelí se pro výrobu pružin používá v zušlechtném stavu, konkrétně ve stavu po kalení a popouštění, a je tedy jasné, že přítomnost jak perlitu, tak ani feritu není pro daný účel ve struktuře pružin přijatelná. Z ARA diagramu oceli 51CrV4 lze odvodit, že oblast výskytu perlitického nosu se za daných podmínek austenitizace vyskytuje v blízkosti teploty 600 °C a v časech cca 200 s. Oblast bainitického nosu je posunuta k teplotě okolo cca 350 °C a krátkým časům těsně nad 50 s. Naproti tomu u oceli 52CrMoV4, jejíž prokalitelnost je vlivem působení molybdenu významně vyšší, lze výskyt bainitu očekávat při teplotě okolo 300 °C až téměř po 400 s a přítomnost perlitu pak při 600 °C až po 1000 s.

Ze sestrojených ARA diagramů tak vyplývá, že pro zajištění jednofázové martenzitické struktury je nezbytné, aby byla ocel 51CrV4 ochlazovaná rychlostí vyšší, než je $10\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$, tedy aby z teploty cca 900 °C poklesla pod teplotu M_s v čase kratším než asi 60 s, kdežto u oceli 52CrMoV4 postačí čas až asi 7krát delší.

2. Modelování tepelného zpracování

V technické praxi mnohdy není nutné sestavovat celý ARA diagram. Pro řešení konkrétního problému stačí vybraná dílčí měření zahrnující nejdůležitější oblasti

změn mikrostruktury. Lze tak vlastně provádět modelování jednotlivých režimů tepelného zpracování s tou výhodou, že v případě kalícího dilatometru lze velmi přesně (zpravidla přesněji, než bývá obvykle stanoveno během provozního měření) zadávat jednotlivé etapy tepelného zpracování a vzorek zkoumaného materiálu je zde tepelně zpracován režimem platným pro daný výrobek. Ze záznamu dilatační křivky a proběhlých fázových změn lze rovněž usuzovat na finální mikrostrukturu a na základě výsledků měření tvrdosti pak odhadnout i úroveň mechanických vlastností. Jistou nevýhodou tohoto zařízení však je, že u tepelně zpracovaných vzorků nelze získat informace o křehkolomových vlastnostech, neboť vzorečky jsou velmi malé – mají rozměry $\varnothing 4 \times 10$ mm.

2.1 Vliv rychlosti ohřevu a doby prodlevy

V rámci studia transformační odezvy obou ocelí 51CrV4 i 52CrMoV byl sledován vliv rychlosti ohřevu a doby prodlevy na austenitizační teplotě na průběh fázových změn během kalení. Obecně platí, že pro dosažení optimálních materiálových vlastností zušlechtěné oceli je nutno nejen ohřát tuto ocel nad teplotu přeměny A_{c3} , ale také jí poskytnout dostatek času pro rozpuštění karbidů a stabilizaci austenitu. V případě, že ocel při austenitizaci nedosáhne optimální kondice, neodpovídá její výsledná struktura ani mechanické vlastnosti předpokladům, jak je patrné z údajů v tab. 2 a 3 a na obr. 6 až 10, které ukazují dilatační změny v průběhu modelování tepelného zpracování obou ocelí dvěma rychlostmi ohřevu (10 a 30 $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) na teplotu austenitizace 920 $^{\circ}\text{C}$ bez anebo s výdrží pouhých 20 s na teplotě austenitizace a s následným ochlazením rychlostí odpovídající kalení do oleje.

Tab. 2 Parametry modelového TZ oceli 51CrV4, mikrostruktura a výsledky měření tvrdosti

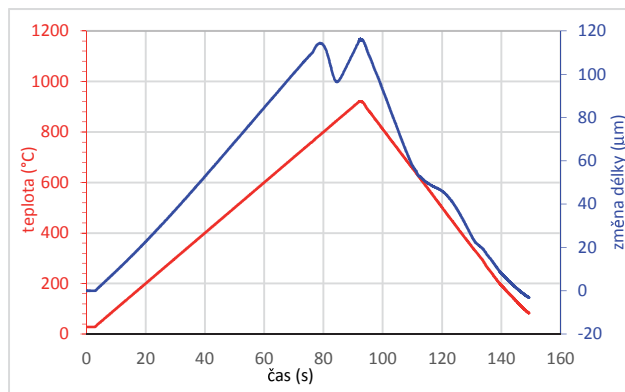
Tab. 2 Heat treatment parameters of steel 51CrV4, microstructure and results of hardness testing

Teplota ($^{\circ}\text{C}$)	Rychlost ohřevu ($^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$)	Výdrž na teplotě	Kalení	Mikrostruktura	HV 30
920	10	bez výdrže	olej	P+B+M	339
920	30	bez výdrže	olej	P+B+M	258
920	30	20 s	olej	B+M	564

Tab. 3 Parametry modelového TZ oceli 52CrMoV4, mikrostruktura a výsledky měření tvrdosti

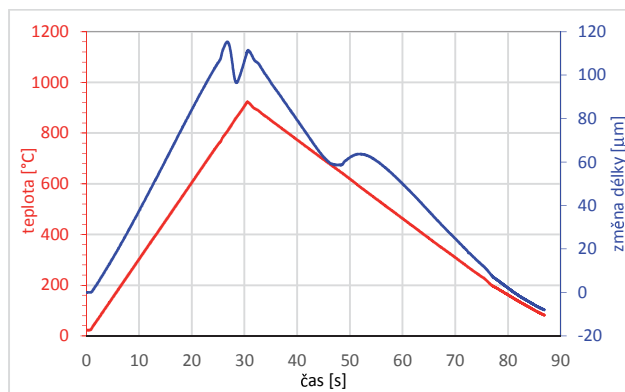
Tab. 3 Heat treatment parameters of steel 52CrMoV4, microstructure and results of hardness testing

Teplota ($^{\circ}\text{C}$)	Rychlost ohřevu ($^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$)	Výdrž na teplotě	Kalení	Mikrostruktura	HV 30
920	10	bez výdrže	olej	M (+B)	653
920	30	bez výdrže	olej	M (+B)	590



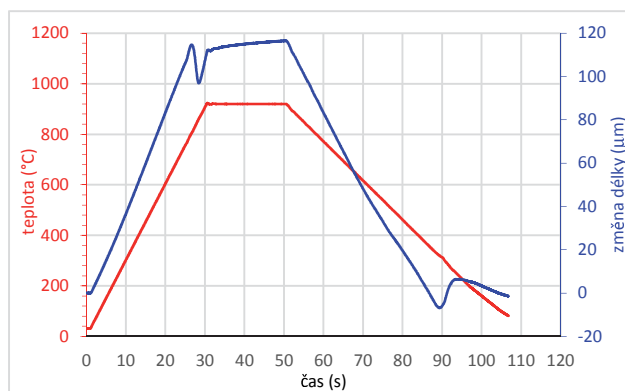
Obr. 6 Dilatační křivka ohřevu a ochlazování oceli 51CrV4, teplota austenitizace 920 $^{\circ}\text{C}$, rychlost ohřevu 10 $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, kalení do oleje

Fig. 6 Heating and cooling dilatation curve of the steel 51CrV4, austenitizing temperature 920 $^{\circ}\text{C}$, heating rate 10 $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, hardened in oil



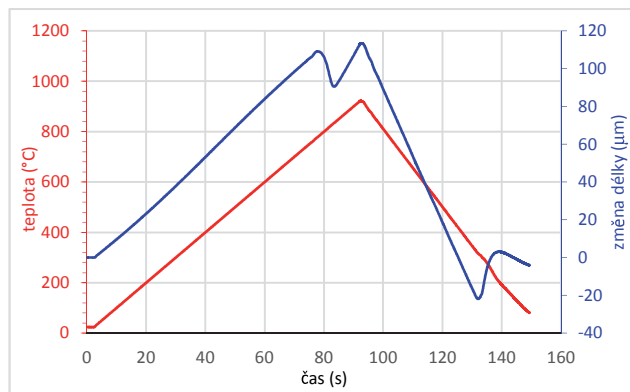
Obr. 7 Dilatační křivka ohřevu a ochlazování oceli 51CrV4, teplota austenitizace 920 $^{\circ}\text{C}$, rychlost ohřevu 30 $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, kalení do oleje

Fig. 7 Heating and cooling dilatation curve of the steel 51CrV4, austenitizing temperature 920 $^{\circ}\text{C}$, heating rate 30 $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, hardened in oil



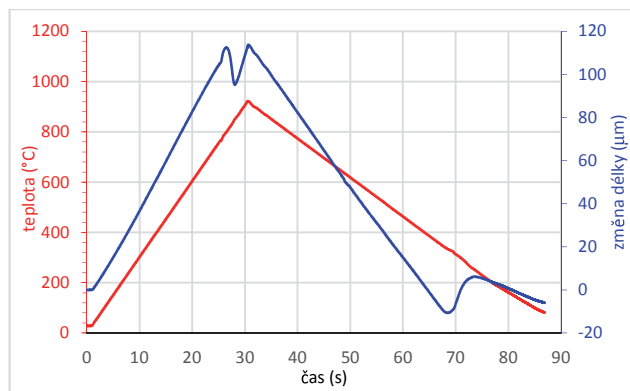
Obr. 8 Dilatační křivka ohřevu a ochlazování oceli 51CrV4, teplota austenitizace 920 $^{\circ}\text{C}$, rychlost ohřevu 30 $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, výdrž na teplotě 20 s, kaleno do oleje

Fig. 8 Heating and cooling dilatation curve of the steel 51CrV4, austenitizing temperature 920 $^{\circ}\text{C}$, heating rate 30 $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, dwell time 20 s, hardened in oil



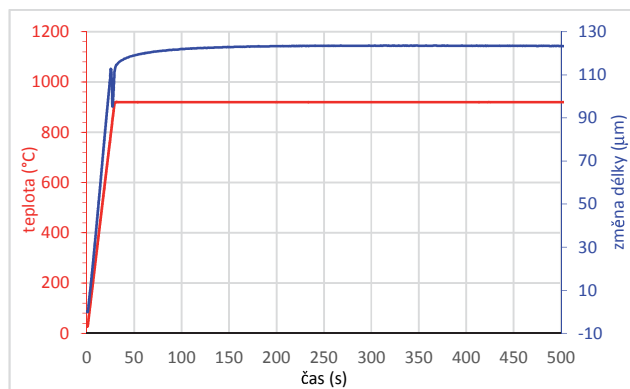
Obr. 9 Dilatační křivka ohřevu a ochlazování oceli 52CrMoV4, teplota austenitizace 920°C, rychlost ohřevu 10°C·s⁻¹, bez výdrže, kaleno do oleje

Fig. 9 Heating and cooling dilatation curve of the steel 52CrMoV4, austenizing temperature 920°C, heating rate 10°C·s⁻¹, no dwell time, hardened in oil



Obr. 10 Dilatační křivka ohřevu a ochlazování oceli 52CrMoV4, teplota austenitizace 920°C, rychlost ohřevu 30°C·s⁻¹, výdrž na teplotě 20 s, kaleno do oleje

Fig. 10 Heating and cooling dilatation curve of the steel 52CrMoV4, austenizing temperature 920°C, heating rate 30°C·s⁻¹, dwell time 20 s, hardened in oil



Obr. 11 Dilatační křivka oceli 52CrMoV4 s výdrží 15 min na teplotě 920°C, rychlost ohřevu 30°C·s⁻¹

Fig. 11 Dilatation curve with dwell time of 15 minutes at temperature of 920°C, heating rate 30°C·s⁻¹

Z dilatačních záznamů je zřejmé, že aplikovaný režim simulace indukčního ohřevu, zejména teplota, je z pohledu transformace na austenit dostatečný. Transformace feritu na austenit spojená se změnou mřížky z KSC na KPC, což je hlavní příčina dilatačních změn, proběhne úplně. Evidentně jiná je však situace s rozpuštěním karbi-

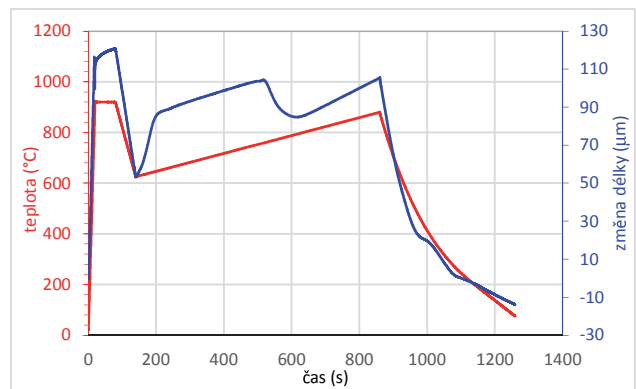
dů a následnou stabilizací austenitu. Pro tyto procesy (hlavně ale rozpuštění karbidů) je zapotřebí při teplotě 920°C asi 4 až 5 min. výdrže na austenitizační teplotě, jak dokládá záznam z dilatometru pro ocel 52CrMoV4 (obr. 11). Zhruba až do třísté sekundy výdrže na teplotě 920°C jsou zaznamenány dilatační změny, které doprovázejí po transformaci feritu na austenit rozpuštění karbidů.

Absence této etapy během austenitizace oceli vede ke zcela jinému chování oceli, protože uhlík, který je během kalení vázaný v karbidech, se nemůže zúčastnit tvorby martenzitu a navíc váže legující prvky, a snižuje tak prokalitelnost oceli [8]. Bez výdrže na teplotě neproběhne stabilizace austenitu, což vede ke vzniku vícefázové struktury během ochlazování, a tím i k výraznému poklesu tvrdosti v zakaleném stavu (tab. 2 a 3).

2.2 Vliv opakovaného ohřevu na austenitizační teplotu

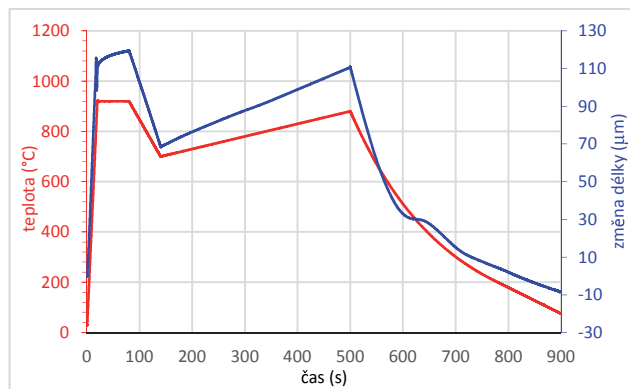
Během výroby pružin a s ní související manipulací s výrobky dochází nevyhnutelně k jejich ochlazování. Toto ochlazení může být tak značné, že prakticky znemožní provést zakalení pružiny bezprostředně po navíjení bez negativního ovlivnění výsledných vlastností pružiny. Jednou z možností, jak se s tímto problémem vypořádat, je zařazení opakovaného ohřevu na teplotu austenitizace po navíjení a před kalením. Při tomto tzv. dohřevu je pružina bezprostředně po navíjení vložena do pece vyhřáté nad teplotu A_{c3} a je proveden její opakovaný ohřev. Dalším krokem při modelování tepelného zpracování proto bylo zjistit, jak se tento prakticky používaný postup odráží ve struktuře, resp. i vlastnostech obou ocelí.

Zásadní otázkou při modelování bylo, zda a za jakých podmínek může během takového ochlazení tyče nebo pružiny docházet k fázovým transformacím, a jaký mají tyto transformace vliv na výsledné vlastnosti pružin. Výsledky provedených simulací ukázaly, že pokud je pružina během manipulace ochlazena pod teplotu 700°C, během následujícího dohřevu nevyhnutelně dochází k fázové transformaci (obr. 12), zatímco při ochlazení nad tuto teplotu zůstává ve struktuře stále austenit jako jediná fáze (obr. 13).



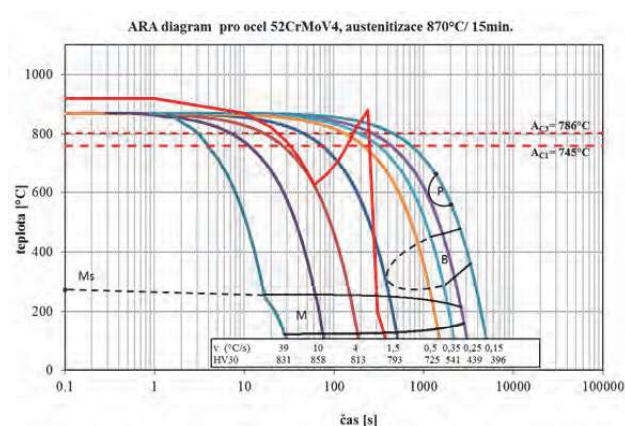
Obr. 12 Dilatační křivka oceli 51CrV4, dohřev z teploty 625°C, kaleno do oleje

Fig. 12 Dilatation curve of the steel 51CrV4, reheated from 625°C, hardened in oil



Obr. 13 Dilatační křivka oceli 51CrV4, dohřev z teploty 740 °C, kaleno do oleje

Fig. 13 Dilatation curve of the steel 51CrV4, reheated from 740°C, hardened in oil

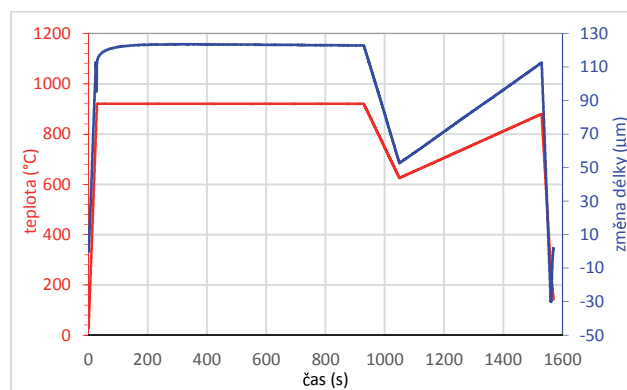


Obr. 14 ARA diagram oceli 51CrV4 se zakreslenou křivkou simulovaného režimu tepelného zpracování

Fig. 14 CCT diagram of the steel 51CrV4 with the curve representing simulated heat treatment mode

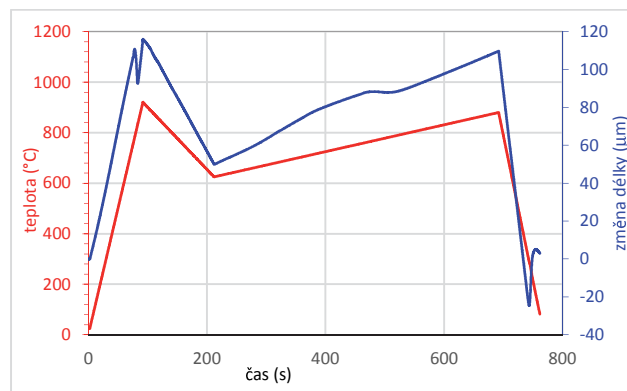
Během dohřevu dochází k transformaci podchlazeného austenitu na perlit. To je dáno tím, že v součtu doby ochlazování pružiny během technologických operací spojených s dobou jejího navnutí a následného dohřevu se materiál nachází v teplotní oblasti transformace na perlit déle, než odpovídá příslušné inkubační periodě (S-křivka pro vznik perlitu v ARA diagramu). To vysvětluje experimentálně pozorovanou skutečnost, že k transformaci nedochází během ochlazování na žádnou mezioperační teplotu, ale až během opětovného ohřevu, kdy proběhne jak přeměna na perlit (doprovázená pozitivní dilatací a skokovým nárůstem rozměrů vzorku), tak i zpětná transformace perlitu na austenit, který je za dané teploty jedinou stabilní fází. V závislosti na parametrech ohřevu pak mohou být příslušné transformační křivky pro vznik perlitu (a bainitu) posunuty doleva vlivem omezeného rozpuštění karbidů a nedokonalé stabilizace austenitu. To se týká obou ocelí, ale překvapivější je u oceli 52CrMoV4, kde jsou kritické časy pro vznik perlitu a bainitu řádově vyšší než u oceli 51CrV4. Situace ochlazování oceli s následným dohřevem je zakreslena do ARA diagramu oceli 52CrMoV4 (červená křivka) na obr. 14 a ukazuje, že podle tohoto ARA diagramu by ocel 52CrMoV4 měla být v průběhu celého simulovaného

procesu dohřevu stále austenitická. Vysvětlení, proč tomu tak není, zřejmě spočívá v rozhodujícím vlivu molybdenu v tuhém roztoku na prokalitelnost oceli. Pokud během austenitizace nedojde k úplnému rozpuštění karbidů bohatých molybdenem, je jeho vliv na prokalitelnost potlačen a ocel se chová podobně jako značka 51CrV4. Tuto teorii potvrzují modelové výsledky, kdy po výdrži na teplotě austenitizace po dobu 15 minut (obr. 15) nedošlo během dohřevu k žádné transformaci, zatímco při aplikaci režimu bez výdrže, resp. jen s krátkodobou výdrží, byla transformace na perlit během dohřevu zaznamenána (obr. 16).



Obr. 15 Dilatační křivka oceli 52CrMoV4, výdrž na teplotě 15 minut, dohřev z teploty 625 °C, kaleno do oleje

Fig. 15 Dilatation curve of the steel 52CrMoV4, dwell time 15 min, reheated from 625°C, hardened in oil



Obr. 16 Dilatační křivka oceli 52CrMoV4, bez výdrže, dohřev z teploty 625 °C, kaleno do oleje

Fig. 16 Dilatation curve of the steel 52CrMoV4, no dwell time, reheated from 625 °C, hardened in oil

Závěr

Výsledky modelových experimentů, které byly získány pomocí kalicího dilatometru DIL 805A, umožnily shrnout a zpřesnit poznatky o průběhu fázových přeměn během tepelného zpracování vysokopevné pružinové oceli 51CrV4 a 52CrMoV4. Vyhodnocení dilatometrických křivek spolu s analýzou tepelně zpracovaných vzorků poskytlo některé nové poznatky o chování těchto ocelí během tepelného zpracování, které mohou být s výhodou využity i v technické praxi.

Poděkování

Tato práce vznikla v rámci čerpání a užití institucionální podpory na Dlouhodobý a koncepční rozvoj výzkumné organizace v roce 2019, poskytovatel Ministerstvo průmyslu a obchodu České republiky.

Literatura

- [1] BROOKS, C. N. *Principles of the Heat Treatment of Plain Carbon and Low Alloy Steels*. Metals Park: ASM International, 1996, 498 s. ISBN 0-81770-538-9.
- [2] GOMEZ M., RANCEL L., ESCUDERO E, MEDINA S. F. Phase Transformation under Continuous Cooling Conditions in Medium Carbon Microalloyed Steels. *Journal of Materials Science & Technology*, 30 (2014) 5, 511–516.
- [3] PLATT, G. K. *Hardenability, Transformation and Precipitation Effects in Vanadium Steels*. (Ph.D. Thesis) Sheffield: Sheffield Hallam Univerzity, 1988. Dostupné na: <http://shura.shu.ac.uk/20235/>
- [4] ČSN EN 10277-1 Lesklé ocelové výrobky - Technické dodací podmínky - Část 1: Všeobecně. Český normalizační institut, 2008.
- [5] ČSN EN 10089 Oceli válcované za tepla na zušlechťené pružiny - Technické dodací podmínky. Český normalizační institut, 2006.
- [6] DIN 17014-3 - Wärmenbehandlung von Eisenwerkstoffen Kurzangabe, 1976.
- [7] ANDREWS, K. W.: Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 203 (1965) 721–727.
- [8] Transformation and Hardenability in Steels. In *CLIMAX Molybdenum Company of Michigan symposium*, Proc. of Symp., 1967. 212 s.



Výroba oceli v Česku loni vzrostla o desetinu, ale dovoz rostl ještě rychleji, na rekordních 7,5 milionu tun

Praha, 19. března 2019 – V roce 2018 se v Česku vyrobilo 5 mil. tun surové oceli. Dovoz do ČR i do EU byl loni nejvyšší v historii. Domácí spotřeba loni dosáhla 7,2 mil. tun. Čína vyrobila rekordních 928 mil. tun, což je přes polovinu světové produkce oceli.

Česká výroba a obchod

V loňském roce české podniky vyrobily 5 mil. tun surové oceli, což je o desetinu víc než v roce 2017. Tradičně se dařilo výrobcům trubek, kteří jich vyrobili přes půl mil. tun, tedy stejně jako mnohem větší Francie.

Český export vzrostl meziročně o 6 % na 4,9 mil. tun, přičemž jeho hodnota dosáhla díky zaměření na sofistikovanější výrobky rekordu: 108 miliard korun. Objem dovážené oceli bohužel rostl ještě rychleji a dosáhl historického maxima: 7,5 mil. tun. „Z loňských čísel je patrné, že se nám daří zvyšovat hodnotu exportu, ale i to, že dovozy do Česka i Evropy jsou na rekordní úrovni kvůli přetrvávající nadkapacitě v Číně a dalších rozvíjejících se zemích,“ říká **Daniel Urban**, ředitel Ocelářské unie.

Klíčovým trhem pro českou ocel zůstává Evropa, kam mířilo plných 89 % exportu. Německo je pak nejen našim největším odběratelem s 24 %, ale zároveň i dodavatelem s podílem 21 % z celkového objemu dovozu.

Rekordní dovozy do Evropy, čínský atak na miliardu tun

Pozici největšího světového producenta oceli potvrdila Čína, která vyrobila 928 mil. tun, což je přes polovinu globální produkce a o 100 mil. tun víc než rok předtím. Výroba v zemích EU dosáhla loni 168 mil. tun, což je méně než v roce 2017, ale stále víc než americká a ruská produkce dohromady (87 a 72 mil. tun). Evropa loni dovezla rekordních 43 mil. tun a dovážená ocel dále vytlačovala evropskou produkci. USA a EU zůstávají zdaleka největšími cílovými trhy pro cizí ocel, když dohromady dovezly 75 mil. tun výrobků, tj. pětkrát víc než Čína.

EU v únoru zavedla v reakci na americká cla konečná ochranná opatření, která budou platit až do 30. 6. 2021.

„Čeští oceláři nejsou z ochranných opatření nijak nadšeni, nicméně když politická krátkozrakost přivedla svět na kraj obchodní války, není jiná možnost než se bránit,“ vysvětluje **Jan Czudek**, prezident Ocelářské unie.

V dalších dvou letech Ocelářská unie očekává zpomalování evropské ekonomiky včetně klíčových sousedních zemí, což negativně ovlivní i české oceláře