

PROBLEMATIKA VZNIKU POPOUŠTĚCÍ KŘEHKOSTI U NÁSTROJOVÝCH OCELÍ PRO TECHNOLOGII LITÍ POD TLAKEM

Aleš HERMAN, Petr ZIKMUND

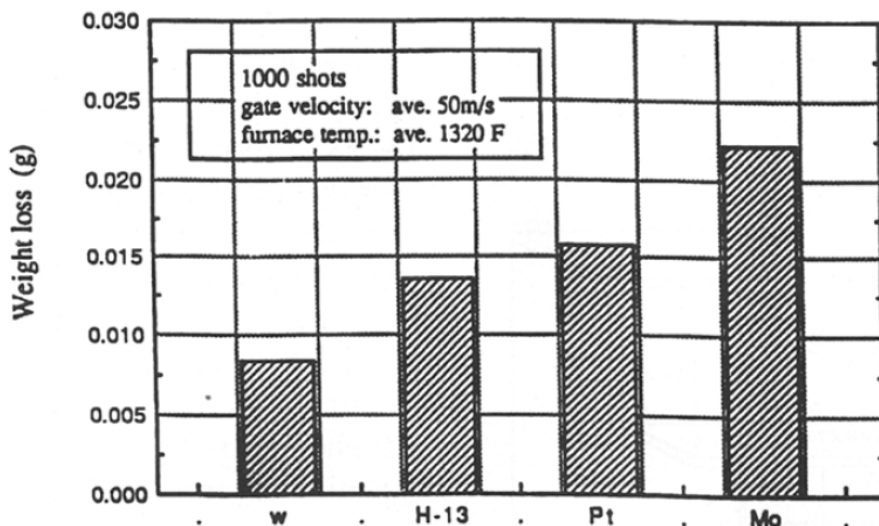
Ústav strojírenské technologie, Fakulta strojní, ČVUT v Praze, Technická 4, 16607 Praha 6, ales.herman@fs.cvut.cz

1. Kritické zhodnocení řešené problematiky

Prvotním cílem práce bylo odhalení důvodu vzniku vady a také navržení nových přejímacích podmínek, které eliminují vznik trhlin a prasklin u forem již v raných fázích procesu lití. Pojdme se ale podívat, jak lze tato rizika snižovat na již přijatém materiálu a případně na hotové formě.

Informativní materiály NADCA se zaměřují na dříve zmíněné faktory. Mezi pět hlavních řadí: materiál formy, konstrukce formy, tepelné zpracování, provoz/údržba a v neposlední řadě povrchové úpravy. [9]

Pozornost většiny zahraničních vědců se upíná zejména na nanášení tvrdých vrstev na obrobené dutiny forem a výzkum jejich vlastností za zvýšených teplot. Testována je například odolnost materiálu H13 vůči erozi při plasmovém nanášení povlaků (PSII) z W, Pt a Mo. Povlaky z W vykazují značné zvýšení odolnosti proti erozivnímu chování, kdežto Pt a Mo prakticky žádný vliv nemají. Wolframová vrstva je charakterizována nejvyšší tvrdostí (400 HV), pevností v tahu a také nejvyšší teplotou tavení, která však nemá významnější vliv s ohledem na relativně nízké provozní teploty při lití Al, Mg a Cu. Experimenty dále prokázaly, že vrstvy Pt a Mo dokonce snižovali odolnost materiálu. Možnou příčinou bylo nedokonale provedené nanášení vrstvy a její následná delaminace.[6]

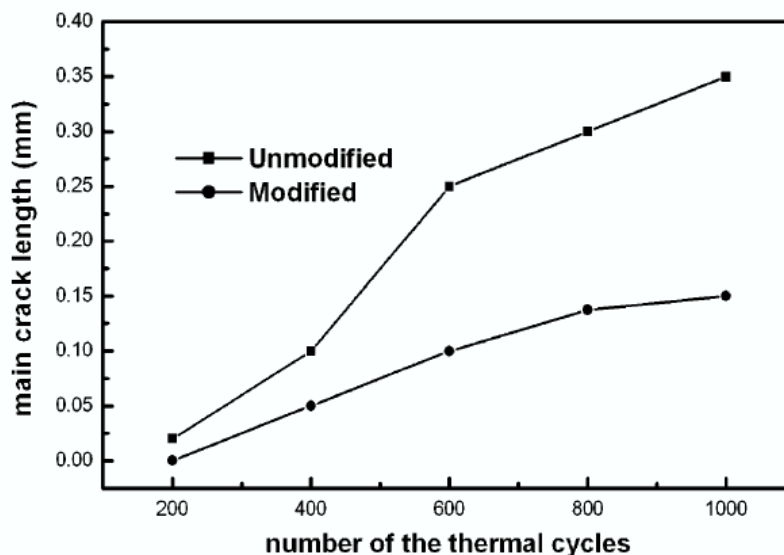


Obr. 1: Porovnání erozí způsobeného úbytku materiálu u PSII nanášených vrstev s původním (nepovlakovaným) materiálem H13 [6]

Další skupiny používají ke zlepšení chování za tepla tvrdé vrstvy TiN, CrN a duplexní vrstvy (TiN na povrchu nitridované vrstvy), jimiž dosahují pozdržení nukleace trhlin a také zpomalení jejich růstu z důvodu vysoké tvrdosti a přítomnosti velkého tlakového napětí. Tento efekt ve spolupráci s vysokou tvrdostí povlaku, který redukuje opotřebení, může přispět ke zvýšení trvanlivosti forem při tlakovém lití.

Vrstva nitridů mezi TiN a nástrojovou ocelí může navíc ještě zvýšit odolnost proti nízkocyklové únavě. [11]

Jiné zdroje se zabývají úpravou mikrostruktury Cr-Ni-Mo oceli s využitím její modifikace pomocí vzácných zemin (výskyt v řádu setin procent). Tyto úpravy vykazují snížení výskytu vměstků a jemnozrnější strukturu. Dále znamenají snížení rychlosti šíření trhlin při cyklické zkoušce zkušebního tělíska. Při 1000 cyklech bylo zjištěno zkrácení trhliny o 50%.



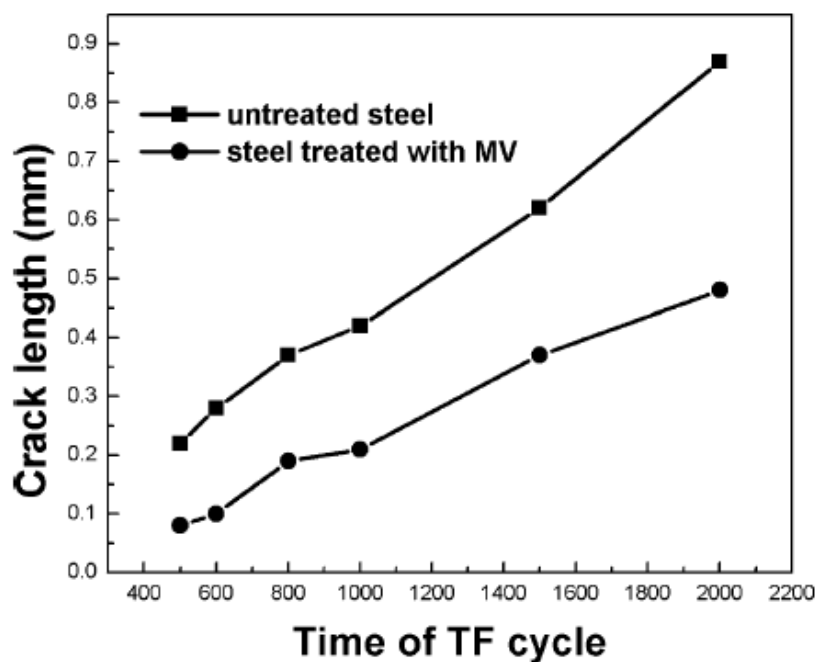
Obr. 2: Vliv přítomnosti KVZ ve struktuře materiálu na rychlost šíření trhlin. [7]

Vliv na mechanické vlastnosti není zanedbatelný. Nejlepších výsledků bylo dosaženo při množství 0,020% KVZ ve struktuře. Došlo k navýšení rázové houževnatosti na dvounásobek hodnot u nemodifikované struktury a téměř k 4násobnému zvýšení tažnosti. [7]

Tab. 1: Vliv přítomnosti KVZ ve struktuře materiálu na mechanické vlastnosti [7]

RE residual amount (wt%)	0	0.004	0.012	0.016	0.020	0.025	0.032	0.037	0.051
Hardness / HRC	42.2	42.9	43.6	43.0	43.9	42.8	44.0	43.2	44.2
Impact toughness / J·cm ⁻²	14.6	18.3	22.7	24.6	30.2	26.2	17.6	17.8	11.3
Tensile strength / Mpa	1310		1298		1350		1365		
Elongation rate/%	4.2		11.3		15.6		12.7		

Zajímavé je, že i některé další publikace jsou zaměřeny přímo na proces výroby. Netypickou úpravou výrobního postupu je mechanická vibrace při procesu tuhnutí, která má zamezit tvorbě dendritů od stěn formy směrem k tepelné ose odlitku. Při realizaci pokusů bylo zjištěno, že mimo zvýšení kompaktnosti oceli dochází i ke snížení množství vměstků a staženin. Cílem však bylo zejména posouzení vlivu tohoto zpracování na rázovou houževnatost. Bylo prokázáno, že mechanickými vibracemi lze až 1,5krát zvýšit odolnost materiálu proti tomuto druhu namáhání. Rychlost šíření trhlin je přibližně 1,7krát nižší než u nezpracovaného materiálu. Vniklé trhliny jsou kratší a také užší. [8]

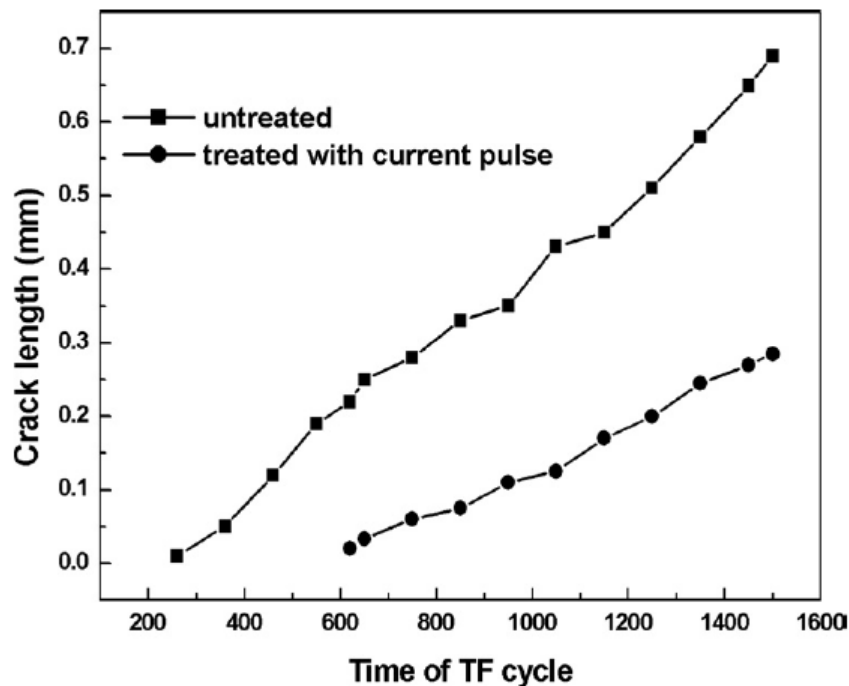


Obr. 3: Vliv mechanických vibrací na velikost trhlin v materiálu v závislosti na počtu cyklů. [8]

Pomineme-li na okamžik snahu o eliminaci příliš brzkého vzniku tepelných trhlin a zaměříme se na formy s již existujícími defekty, můžeme zmínit možnost opravy svařováním. Dříve bylo uvedeno, že tento proces vyžaduje přesné dodržení technologického postupu WPS (welding procedure system) s mezioperačním (mezi jednotlivými housenkami) vyžiháním a dokonalé dodržení teplot při žihání i svařování. Hrozí zde totiž výrazné teplotní ovlivnění okolí svaru a vytvoření dalších ložisek tepelných trhlin. Alternativou pro tento krajní postup může být, v případech vzniku drobných prasklinek, jejich „zatavení“ pomocí CPT (current pulse technology). [12] Výzkumy prokazují, že pomocí CPT lze oddálit nukleaci trhlin a redukovat rychlost jejich šíření. Při tomto zpracování se v okolí trhliny vytvoří tepelně ovlivněný kruhový útvar s jemnozrnnou strukturou. Tato se skládá ze „superjemného“ martenzitu a jemnozrnné uhlíkové složky. Je zřejmé, že je tato (z pohledu odolnosti) výhodná struktura je vytvořena užitím CPT. K jejímu porušení je třeba mnohem více energie a takto je potlačen vznik trhlin. K největšímu pulzu dochází právě na konci trhliny, jedná se tak o tzv. cílenou léčbu defektů. Vliv tohoto zpracování na velikost trhlin v závislosti na počtu cyklů je znázorněn na následujícím obrázku. [12]

Řada experimentů se však soustřeďuje na výzkum přímo ve výrobě. Jde o analýzu teplotních polí pomocí termovizní kamery snímající lící pracoviště a zejména dutinu formy. V průběhu lícího cyklu je snímána a zaznamenávána teplota povrchu formy. Prokazatelný nárůst teploty a střídání ohřevu a ochlazování během lití jsou hlavním zdrojem vzniku tepelných trhlin a prasklin, jde totiž o typický případ cyklického namáhání. Závěry zdůrazňují nutnost homogenizace teplotního pole v okolí dutiny a i v průběhu střídání cyklů, tj. správné řešení ochlazování a ohřevu forem. Při nevhodně zvolené konstrukci formy hrozí výrazné cyklické namáhání a tedy i vznik trhlin. U zkoumané formy došlo ke vzniku praskliny po méně než 1000 cyklech. Příčina jejího vzniku je přisuzována špatně zvolené konstrukci formy (ochlazování a temperance), která způsobuje nehomogenní teplotní pole. [8]

Variantou řešení může být také sestavení zkušebního zařízení pro výzkum tepelného chování. [13]

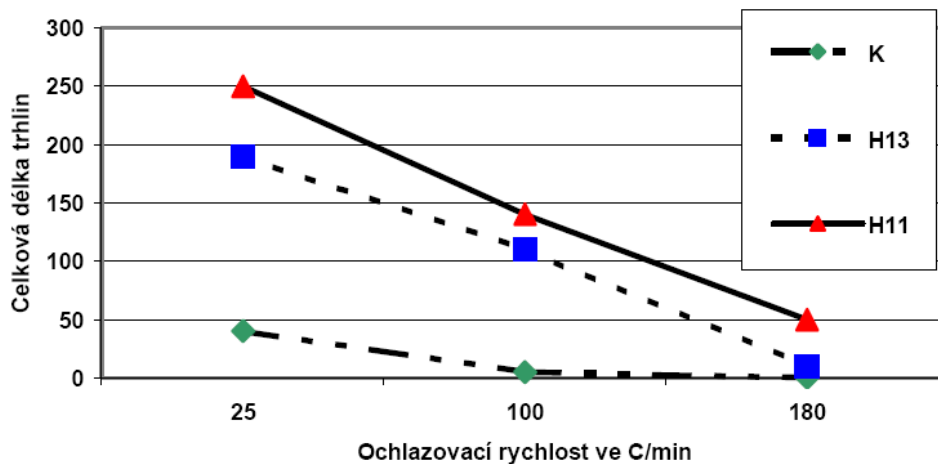


Obr. 4: Vliv CPT na velikost trhlin v materiálu v závislosti na počtu cyklů. [12]

Důraz předního poskytovatele tepelného zpracování na přesné dodržení předepsaných technologických postupů je pochopitelný. Cílem tepelného zpracování je dosažení maximální houževnosti materiálu. Součástí výroby nástroje jsou žíhací procesy na odstranění pnutí, po elektroerozi, po navařování, popř. po zkoušení. Všechny tyto procesy, stejně jako kalení, musí probíhat pod ochrannou atmosférou nebo ve vakuu. Také veškeré procesy, které by mohly znamenat narušení hranic zrn např. oxidací, jsou zakázány. Proces výběru materiálu je daleko důležitější nežli proces tepelného zpracování. Ani optimální postup tepelného zpracování nemůže nahradit, to co materiál není schopen dokázat. Proto všechna opatření výrobců nástrojů musí směřovat nejenom do kontroly dodavatelů tepelného zpracování, ale především do vlastních řad do oblasti nákupu oceli a jeho vstupní kontroly. Teprve v okamžiku, kdy je tento proces 100% pod kontrolou je nutno hledat optimální podmínky tepelného zpracování.

Zůstaňme u velikosti trhlin a podívejme se na vliv tepelného zpracování na tuto charakteristickou veličinu u obvyklých materiálů. [10]

V dřívějších pracích byly popsány trendy v oblasti výroby nástrojů pro tlakové lití (práce za tepla). Téměř celý soubor řešených problematik se může jevit jako bezvýznamný při nedokonalé sestavené přejímce materiálu a s ní souvisejícím riziku zpracování materiálu s nevhodnou strukturou, vedoucí k velmi brzkému defektu formy. Proto se bude další práce zaměřovat zejména na odhalování příčin vzniku tepelných trhlin a jejich předcházení vhodnou volbou přejímacích podmínek a tepelného zpracování.



Obr. 5: Vliv ochlazovací rychlosti při kalení na celkovou délku trhlin po 15000 cyklech [10]

2. Tepelné zpracování

Předpokládáme-li dodržení výrobního postupu základního materiálu (v dodaném stavu), můžeme se zaměřit na parametry procesu tepelného zpracování. U nových nástrojových ocelí (W403, TQ1...) se uplatňuje postup, při kterém v krátkém intervalu po kalení následují tři etapy popouštění.

2.1 Dodaný stav

Materiál bývá doručen ve formě bloků s rozměry vyžadujícími minimální obrábění na konečné rozměry (zápustky, jádra...). U těchto bloků je již provedeno žíhání. U materiálu W403 je to konkrétně na tvrdost max. 205 HB [uvedeno v materiálovém listě], podobně u ostatních nástrojových materiálů – TQ1 se dodává ve stavu žíhaném na tvrdost max. 220 HB.

Toto žíhání se pro zmíněné materiály realizuje při teplotě 800-850°C. Výdrž závisí primárně na tvaru a tloušťce zpracovávaného kusu, ale obvykle se pohybuje v rozmezí 2-4h. Poté následuje pomalé ochlazení v peci (10-20°C/hod) a to až (cca) na pokojovou teplotu nebo na teplotu přibližně 600°C s následným dochlazením na vzduchu. Jde tedy o proces žíhání bez překrytí – konkrétně žíhání na měkko.

2.2 Kalení

První fází procesu je ohřev na kalicí teplotu. Předměty se mají ohřívat pozvolna a rovnoměrně. Nerovnoměrný ohřev vede k tvarovým deformacím a v krajním případě i k trhlinám. Je proto vhodné ohřívat v několika teplotních stupních, tedy schodovitě s několika prodlevami. To se týká především ocelí výše legovaných. Během ohřevu by měl být zpracovávaný kus chráněn před zokujením a oduhličením povrchu. Výhodný je proto ohřev ve vakuu či v ochranné atmosféře. [16]

Doporučují se teploty v rozmezí 1000-1050°C s výdrží na teplotě, zaručující rovnoměrné prohřátí v celém průřezu. Ochlazení probíhá v olejové lázni. Dosahovaná tvrdost opět záleží na typu materiálu, ale pohybuje se obvykle v intervalu 49-55 HRC.

2.3 Popouštění

Poslední etapou procesu TZ je třífázové popouštění k získání požadované houževnatosti, resp. tvrdosti. Výsledná struktura by měla být sorbitická. Při používaných teplotách popouštění (nad 500°C) dochází u legovaných materiálů

k výraznému nárůstu tvrdosti, souvisejícímu s precipitací karbidů legujících prvků (Vanad, chrom, molybden) a k přeměně zbytkového austenitu na martenzit. Takto je způsobena tzv. sekundární tvrdost.

3. Experiment

Byla testována dvojice materiálů - Dievar a 1.2343 EFS Supra. Tyto byly dodány ve formě tyčinek pro rázovou zkoušku ve výchozím žíhaném stavu. K první fázi experimentu bylo připraveno celkem 8 tyčinek od každého materiálu, kdy každá prošla rozdílným postupem TZ. Kalení proběhlo na shodnou teplotu 1020°C, popouštění bylo realizováno ve dvou krocích s odstupňovanými teplotami pro tyčinku 1 až 8. Druhá fáze popouštění, při které popouštíme na požadovanou tvrdost, proběhla u všech tyčinek při teplotě o 10 °C vyšší, než v předchozím kroku.

Výdrž na teplotě odpovídala velikosti součásti a nepřesahovala tedy 30min, u všech zkušebních tyčinek byla shodná. Nutno podotknout, že již před kalením byl na zkušebních tyčinkách vytvořen vrub tvaru V dle příslušné normy.



Obr. 6: Zkušební vzorky Dievar a 1.2343(EFS Supra)

3.1 Měření tvrdosti

Po každém z procesů TZ byla provedena série zkušebních vpichů na tvrdoměru Rockwell na každé zpracovávané tyčince. Průměrná hodnota z naměřených tvrdostí byla po eliminaci hrubých chyb zanesena do tabulky (viz příloha).

3.2 Měření nárazové práce

Vzorky byly podrobeny také zkoušce na Charpyho kladivu k odhalení změn ve velikosti rázové práce. Výsledky jsou připojeny k přiložené tabulce. Cílem bylo zejména odhalení možnosti výskytu výrazných skokových změn této veličiny při konkrétních popouštěcích teplotách.

3.3 Měření chemického složení

Na optickém emisním spektrometru byla provedena chemická analýza. Narazili jsme na problém s přesností specifikace procentuálního zastoupení důležitých prvků. Naprostá většina dodavatelů uvádí pouze konkrétní údaj v procentech bez možného rozptylu či přesného rozmezí. Při porovnání provedené analýzy s tabulkovými údaji od výrobce jsme často získali až tří desetinné rozdíly – což je v hodnotách cca do 5% zastoupení daného prvku rozdíl téměř zásadní. Pro příklad uvádím hodnoty naměřené pro materiál 1.2343 EFS Supra

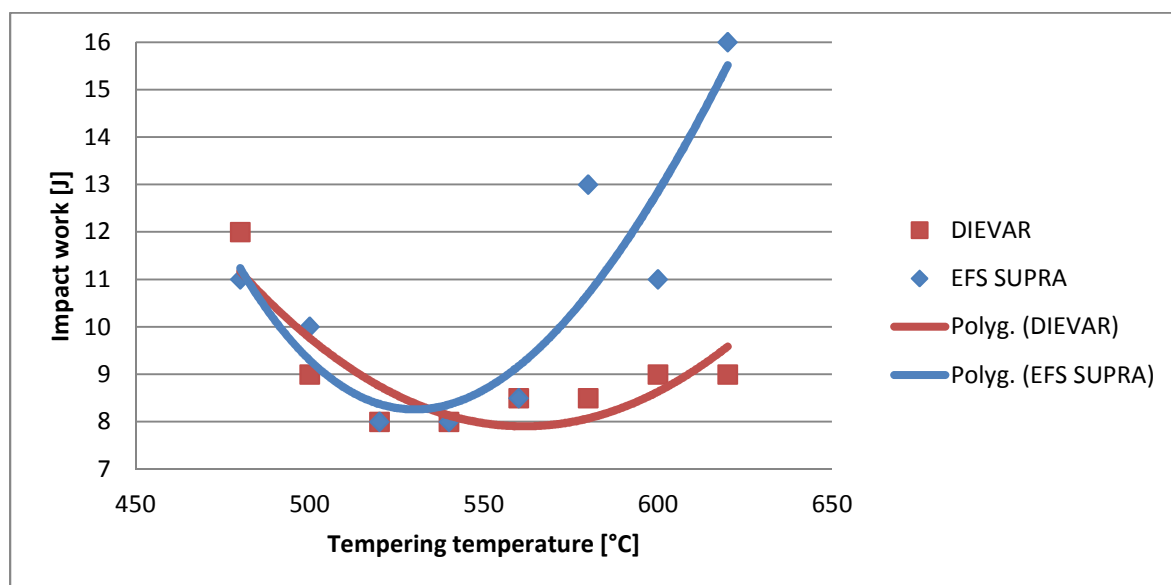
Tab. 2: Vliv přítomnosti KVZ ve struktuře materiálu na mechanické vlastnosti [7]

	C	Si	Cr	Mo	V
Výrobce	0,38	1	5,3	1,3	0,4
Analýza	0,23-0,42	0,99-1,01	4,99-5,02	1,29-1,33	0,49-0,51

4. Zhodnocení a závěr

Experiment s takto nízkým počtem zkušebních těles sloužil zejména k potvrzení dříve známých faktů o změnách tvrdosti v závislosti na tepelném zpracování. Domníváme se, že určité konfigurace TZ mohou výrazně ovlivňovat trvanlivost forem pro tlakové lití. Cílem další práce bude předepsání optimálních parametrů procesu TZ.

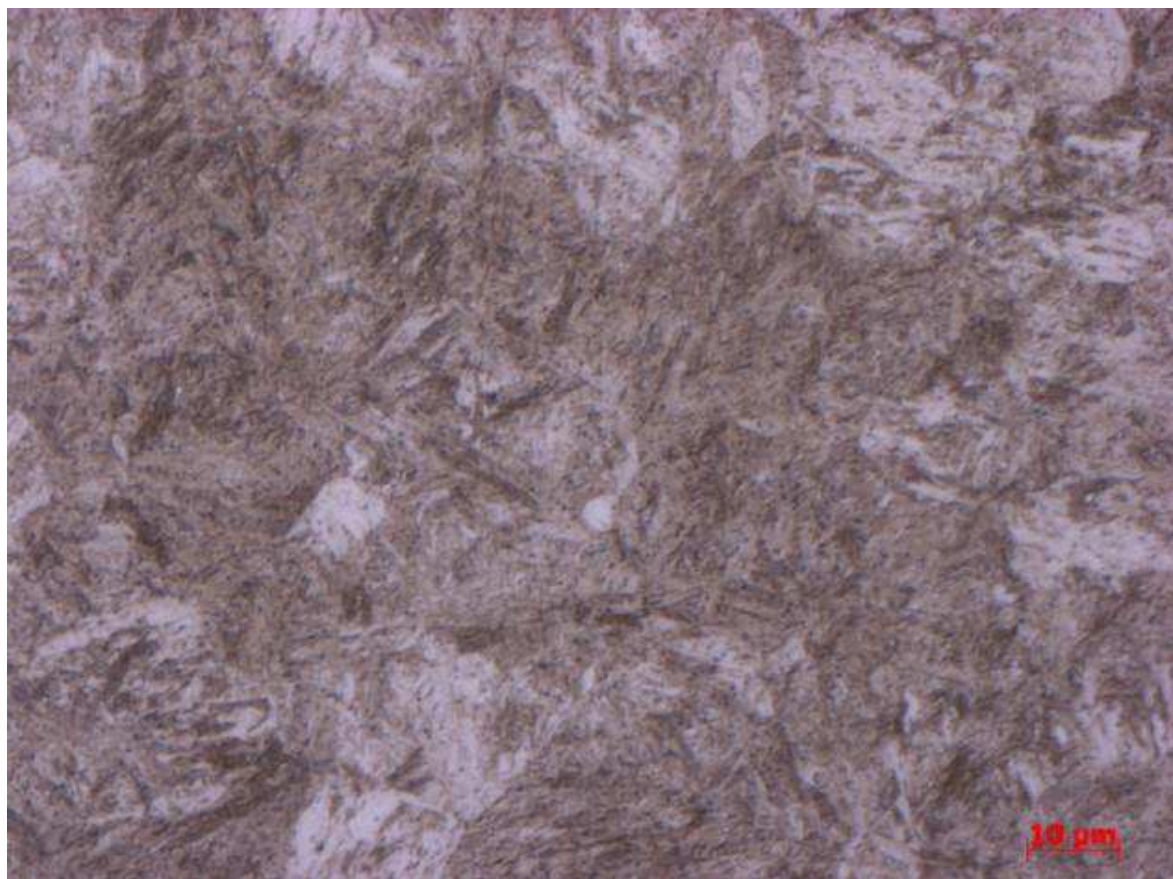
Předpokládáme výrazný vliv vyloučených karbidů na vlastnosti materiálu při tepelném cyklickém namáhání, kdy dochází k nárůstu tvrdosti, ale zároveň k poklesu rázové práce. Předpokládáme, že bude vhodnější popouštění za výrazně nižších teplot, než doposud používaných (kolem 570°C). Experimentem získané hodnoty potvrzují nárůst tvrdosti v této oblasti včetně poklesu rázové práce. Možnou cestou by mohla být také modifikace chemického složení používaných materiálů s omezeným množstvím karbidotvorných prvků.



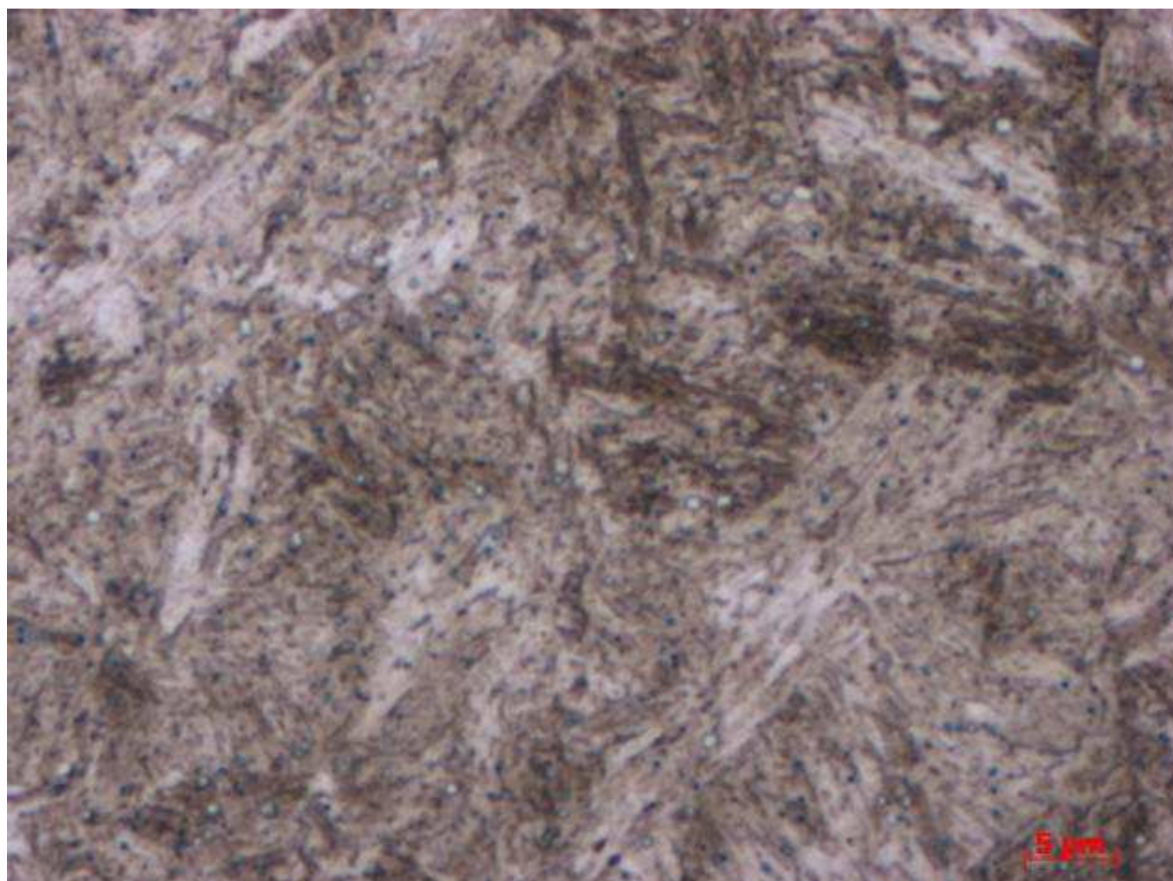
Obr. 7: Zkušební vzorky Dievar a 1.2343(EFS Supra)

Tab. 3: Získané hodnoty – zvýrazněny jsou vždy průměrné hodnoty ze série měření

TZ	Kalení	popouštění		tvrdost po										Nárazová práce [J]
		1.	2.	kalení		1.pop		1.popouštění		2.pop		2.popouštění		
				51	50	48	47	46	47,00	47	46	47	48	
Dievar	1	1020	480	490	50	50,33	48	47	46	47,00	47	46	46,33	12
	2	1020	500	510	50	49,67	46	47	48	47,00	47	48	47,67	9
	3	1020	520	530	51	50,33	49	49	49	49,00	52	53	52,33	8
	4	1020	540	550	49	49,33	50	51	52	51,00	50	51	50,67	8
	5	1020	560	570	48	47,67	47	46	46	46,33	50	52	51,33	8,5
	6	1020	580	590	50	50,00	52	54	53	53,00	51	51	51,33	8,5
	7	1020	600	610	48	48,67	45	47	45	45,67	48	47	47,33	9
	8	1020	620	630	50	49,67	49	49	48	48,67	48	48	47,33	9
EFS Supra	1-	1020	480	490	54	53,33	50	51	51	50,67	51	51	51,33	11
	2-	1020	500	510	54	53,67	53	54	53	53,33	52	53	52,33	10
	3-	1020	520	530	55	54,33	55	55	55	55,00	53	54	54,00	8
	4-	1020	540	550	54	54,33	52	53	52	52,33	51	52	52,00	8
	5-	1020	560	570	54	54,33	49	48	49	48,67	50	49	50,00	8,5
	6-	1020	580	590	53	53,67	47	49	49	48,33	55	53	54,00	13
	7-	1020	600	610	52	52,00	50	50	51	50,33	49	50	50,00	11
	8-	1020	620	630	52	53,00	49	49	48	48,67	48	48	48,00	16



Obr. 8: Dievar – 500x zvětšeno



Obr. 9: EFS Supra – 1000x zvětšeno

Poděkování

Tento příspěvek byl vytvořen za podpory projektu FR—TI1/164 „Výzkum zvyšování životnosti nástrojů pro technologii lití pod tlakem“ vypsáno Ministerstvem průmyslu a obchodu ČR za podpory projektu vypsáno programu TIP

LITERATURA

- [1] HERMAN, Aleš, ZIKMUND, Petr, STUNOVÁ, Barbora. Nástrojové materiály UDDEHOLM pro tlakové lití, Výzkumná zpráva U12133/2009/001, vydaná na ČVUT v Praze, Fakultě strojní, Ústav strojírenské technologie, Praha, červenec 2009
- [2] HERMAN, Aleš, ZIKMUND, Petr, STUNOVÁ, Barbora. Nástrojové materiály Schmolz Bickenbach pro tlakové lití, Výzkumná zpráva U12133/2009/002, vydaná na ČVUT v Praze, Fakultě strojní, Ústav strojírenské technologie, Praha, červenec 2009
- [3] HERMAN, Aleš, ZIKMUND, Petr, STUNOVÁ, Barbora. Další používané nástrojové materiály, Výzkumná zpráva U12133/2009/003, vydaná na ČVUT v Praze, Fakultě strojní, Ústav strojírenské technologie, Praha, červenec 2009
- [4] NADCA - AMTD_DC2010 - norma FORD, 2005
- [5] NADCA - Special Quality Die Steel & Heat Treatment Acceptance Criteria for Die Casting Dies, 2008
- [6] SHIVPURI, R., CHU, Y., L., *An evaluation of metallic rating for erosive wear resistance in die casting applications*, Trans. WEAR 192, page 49-55, 1996
- [7] GUAN, Q., JIANG, Q., FANG J. *Microstructures and Thermal Fatigue Behavior of Cr–Ni–Mo Hot Work Die Steel Modified by Rare Earth* ISIJ International, Vol. 43, No. 5, pp. 784–789, 2003
- [8] KOSEC, B., KOSEC, G., SOKOVIC, M., *Temperature field and failure analysis of die-casting die*, International Scientific Journal, Pages 182-187, Vol.28, Issue 3, 2007
- [9] NADCA – *Five steps to improve die performance*, White paper, 2007
- [10] STANISLAV, J., *Optimální postupy tepelného zpracování materiálů pro práci za tepla*.Bodycote HT Metal 2009
- [11] BRANCO, J., R., T., STARLING C., M., D., *Thermal fatigue of hot work tool steel with hard coating. Thin solid films 308-309, 1997*
- [12] ZHAO, Y., LIANG, Y., ZHOU, W., QIN, Q., JIANG, Q., *Effect of a Current pulse on the thermal fatigue behavior of cast hot work die steel*. ISIJ International, Vol. 45, No.3, pp. 410-412, 2005
- [13] FELLIE, S. *Gradient Thermal Shock Life Cycle Test Apparatus, 2003*
- [14] NEJEDLÝ, L., *Diplomová práce, ČVUT, 2006*
- [15] Materiálové listy dodavatelů nástrojových ocelí pro práci za tepla
- [16] Materiály firmy Bolzano <http://prirucka.bolzano.cz/cz/technicka-podpora/technicka-prirucka/nastrojovky/zpracovaniNO/>
- [17] ZIKMUND, Petr, HERMAN, Aleš *Materiály forem pro tlakové lití slitin hliníku*, In: Technologické fórum 2012, p. 70 – 73, ISBN 987-80-01-05076-7