České vysoké učení technické v Praze
Fakulta strojní

Czech Technical University in Prague
Faculty of Mechanical Engineering

Jméno a příjmení autora:
Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

Habilitační přednáška:

Perspektivní nástrojové oceli

Perspective tool steels

Sumary:

The lecture is focused on perspective tool steels, for which it can be achieved better use properties by a suitable combination of chemical composition, of production method and heat treatment. Among these mainly include alloyed tool steels and high speed steels. Characteristics, which are known, that ultimately affect the actual life of the tool, are detected and compared with each other for these steels.

Souhrn:

Přednáška je zaměřena na perspektivní nástrojové oceli, u kterých lze vhodnou kombinací chemického složení, způsobem výroby a tepelného zpracování dosáhnout lepších užitných vlastností. Mezi takové oceli především patří legované nástrojové a rychlořezné oceli. U těchto ocelí jsou zjištěny a vzájemně porovnávány charakteristiky, u kterých je známo, že v konečném důsledku ovlivňují vlastní životnost nástroje.

Klíčová slova:

Nástrojové oceli, rychlořezné oceli, tepelné zpracování, kryogenní zpracování, odolnost proti opotřebení

Keywords:

Tool steels, high speed steel, heat treatment, cryogenic treatment, wear resistance

Obsah

1 Úvod 7

2 Charakteristika nástrojových ocelí 9

2.1 Rozdělení a značení nástrojových ocelí 9

2.1.1 Stavba značek nástrojových ocelí 9

2.1.2 Systém číselného označování nástrojových ocelí 11

2.2 Chemické složení nástrojových ocelí 13

2.3 Způsob výroby nástrojových ocelí 14

2.4 Struktura a vlastnosti legovaných nástrojových ocelí 15

2.4.1 Karbidické fáze 15

2.4.2 Matrice 18

2.5 Vliv tepelného zpracování na strukturu a vlastnosti legovaných nástrojových ocelí 20

2.5.1 Konvenční tepelné zpracování nástrojových ocelí 21

2.5.2 Kryogenní zpracování nástrojových ocelí 25

2.5.3 Vliv parametrů kryogenního zpracování na strukturu a vlastnosti vybraných nástrojových oceli 26

3 Závěr 30

4 Bibliografie s vyznačením publikovaných prací autorky 31

5 Odborné CV autorky 35

1 Úvod

Nástrojové oceli jsou podskupinou nástrojových materiálů, mezi které patří celá řada dalších. Například pro méně náročné aplikace se používají některé konstrukční oceli nebo litiny, naopak pro náročnější aplikace pak slinuté karbidy, keramické materiály, stellity, tvrdé žáruvzdorné slitiny nebo diamanty.

Nástrojové oceli se používají pro výrobu řezných, tvářecích i ostatních nástrojů a to v oblasti strojírenství i v dalších průmyslových odvětvích. Odlišné podmínky použití a široké spektrum zpracovávaných materiálů jsou důvodem, proč je na vlastnosti nástrojových ocelí kladena celá řada požadavků. Mezi rozhodující vlastnosti nástrojových ocelí z hlediska jejich použití patří správná tvrdost pro dané použití a vysoká odolnost proti opotřebení současně s vysokou houževnatostí. Pro tepelně namáhané materiály je dále důležitá odolnost oceli proti popouštění a odolnost proti tepelné únavě. Hospodárná výroba nástrojů je pak podmíněna obrobitelností použitého materiálu, jeho tepelným zpracováním a rozměrovou stabilitou po něm [1], [2], [3].

Opotřebení je definováno jako trvalá, nežádoucí změna povrchu materiálu součásti mechanickými účinky, které mohou být doprovázeny fyzikálními, chemickými popř. elektrickými. Odhaduje se, že důvodem 50 až 80 % všech poruchových prostojů strojů a zařízení je právě opotřebení [3]. Změny odolnosti proti opotřebení přímo úměrně ovlivňují životnost nástrojů.

Obecně platí, že výkonnost a životnost použitých nástrojů je jedním z významných faktorů, které mají vliv na efektivitu výroby a kvalitu i cenu konečných výrobků [4], [5] [6], [7], [8]. Například práce [4] uvádí, že v případě nástrojů pro práci za tepla je v současnosti odhadováno, že cena nástroje může představovat 8-15 % z celkové výrobní ceny konečného výrobku, v případě malosériové výroby dokonce 30 %. Ve shodě s tím autoři [7] uvádí, že cena zápustek představuje 15-30 % celkových nákladů na kování. Také autoři [8] zdůrazňují, že náklady na obráběcí nástroje tvoří největší podíl na celkových výrobních nákladech.

Možnosti zlepšení životnosti nástrojů lze dosáhnout třemi základními způsoby nebo jejich vzájemnou kombinací. Jedná se o [4], [9], [10]:

1. Změny týkající se celého nástroje (materiál nástroje, vhodné tepelné zpracování, tvar a konstrukce nástroje)
2. Využití metod povrchového inženýrství (chemicko-tepelné zpracování, kombinace tepelného zpracování a povlakování, tepelné

zpracování laserem nebo elektronovým paprskem, renovace nástrojů pomocí navařování, leštění nebo kuličkování)

3. Ostatní metody zlepšující životnost nástrojů (pracovní podmínky nástroje, monitorování opotřebení nástroje v průběhu pracovního procesu, údržba nástroje)

Perspektivními nástrojovými ocelemi lze tedy označit ty, u kterých lze dostupnými technickými prostředky ovlivnit jejich vlastnosti tak, aby došlo ke zlepšení životnosti vlastního nástroje a v konečném důsledku ke zvýšení efektivity výroby. Problematika zlepšení životnosti nástrojových ocelí shrnutá do výše uvedených třech bodů je však nesmírně rozsáhlá. V přednášce bude dále věnována pozornost materiálovému hledisku. V zájmu konkurenceschopnosti je pro výrobce nástrojů z tohoto pohledu důležitá volba materiálu a jeho tepelného zpracování.

Cílem habilitační přednášky je charakteristika nástrojových ocelí z hlediska jejich rozdělení, chemického složení, primární metalurgie a vazby mezi tepelným zpracováním, strukturou a vlastnostmi. Všechny uvedené parametry jsou pak dále vztaženy k potenciálnímu zlepšení životnosti sledovaných nástrojových ocelí.

Přednáška je doplněna vlastními výsledky autorky získanými a publikovanými v rámci řešení:
projektu TIP FR-TI/003 **[11], [12], [13], [14], [15], [16], [17], [18]**
programu NPU1 (projekt LO1207**)** **[19], [20], [21], [22]**
grantu SGS15/149/OHK2/2T/12 **[21]**
projektu OPPA CZ.2.17/1.1.00/32213 **[17]**
a dalších **[23], [24], [25]**
Dále byly pro potřeby habilitační přednášky použity výsledky s tématem souvisejících bakalářských a diplomových prací **[26], [27], [28], [29], [30] [31], [32], [33], [34]** které byly úspěšně obhájeny pod autorčiným vedením.

Výše uvedené autorčiny práce jsou v textu přednášky a seznamu použité literatury zvýrazněny modrým písmem.

2 Charakteristika nástrojových ocelí

Vlastnosti nástrojových ocelí uvedené v úvodu přednášky jsou zajišťovány jejich strukturou, která je dána:

- kontrolovaným chemickým složením
- způsobem výroby v oblasti primární metalurgie
- tepelným pracováním

Pro podrobnější charakteristiku nástrojových ocelí s možností odkazu na jednotlivé konkrétní materiály je vhodné nejprve objasnit princip rozdělení této velmi různorodé skupiny ocelí.

2.1 Rozdělení a značení nástrojových ocelí

V současné době je v České republice platná norma ČSN EN 10027, která umožňuje dvě varianty označování ocelí [35] a [36], na základě kterých se pak dále oceli dělí do skupin a podskupin.

2.1.1 Stavba značek nástrojových ocelí

V anglickém jazyce je označování ocelí podle [35] známo jako „steel names“. Norma rozlišuje:

- **Nelegované nástrojové oceli** se středním obsahem manganu $< 1\,\%$ značení je tvořeno:

C	**n**	**n**	**n**	**U**	+ přídavné symboly pro výrobky

C = uhlík
nnn = stonásobek střední hodnoty obsahu uhlíku
U = na nástroje
přídavné symboly pro výrobky = symboly pro tepelné zpracování
Příklad **C 70 U+QT** (0,70 %C), zušlechtěno

- **Nelegované nástrojové oceli** se středním obsahem manganu $\geq 1\,\%$ a **legované oceli (kromě rychlořezných) se středními obsahy legujících prvků < 5 %** značení je tvořeno:

n	**n**	**n**	**a**	**n-n**	+ přídavné symboly pro výrobky

nnn = stonásobek střední hodnoty obsahu uhlíku
a = chemické značky legujících prvků podle obsahu

n-n = střední obsahy příslušných prvků vynásobené takto: obsah Cr, Co, Mn, Ni, Si, W čtyřikrát, Mo a V desetkrát
přídavné symboly pro výrobky

- pro zvláštní požadavky např. +Z15 (minimální kontrakce ve směru kolmém k povrchu = 15 %)
- pro tepelné zpracování např**. +N** (normalizačně žíháno)

Příklad **90 MnCrV 8** (0,90 % C, 2,00 % Mn)

- **Legované nástrojové oceli (kromě rychlořezných) s obsahem minimálně jednoho legujícího prvku ≥ 5 %** značení je tvořeno:

PM	**X**	**n**	**n**	**n**	**a**	**n-n**	+ přídavné symboly pro výrobky

PM = prášková metalurgie, pokud je ocel vyrobená touto technologií
X = střední obsah nejméně jednoho prvku ≥ 5 %
nnn = stonásobek střední hodnoty obsahu uhlíku
a = chemické značky legujících prvků podle obsahu
n-n = střední obsahy příslušných prvků zaokrouhlené na nejbližší vyšší číslo
přídavné symboly pro výrobky

- pro zvláštní požadavky např. +Z15 (minimální kontrakce ve směru kolmém k povrchu = 15 %)
- pro tepelné zpracování např. **+A** (žíháno naměkko)

Příklad **X 63 CrMoV 5-1** (0,63 % C, 5,00 % Cr, 1 % Mo)

- **Rychlořezné oceli** značení je tvořeno:

PM	**HS**	**n-n**	**a**	+ přídavné symboly pro výrobky

PM = prášková metalurgie, je ocel vyrobená touto technologií
HS = rychlořezné oceli
n-n = střední procentuální obsah prvků zaokrouhlený na nejbližší celé číslo v pořadí W-Mo-V-Co
a = chemická značka prvku s nejvyšším obsahem při stejném druhu oceli přídavné symboly pro výrobky = symboly pro tepelné zpracování
Příklad **HS 6-5-2** (6 % W, 5 % Mo, 2 % V)

Pro stavbu značek nástrojových ocelí je potřeba upozornit-, že norma [37] definuje legované oceli jako oceli, ve kterých je dosažena alespoň jedna mezní hodnota dále uvedeného obsahu (z citované normy jsou uvedeny pouze prvky

charakteristické pro výskyt v nástrojových ocelích): 0,08 % Mo, 0,10 % V, 0,30 % Co, Cr, Ni, W, 0,60 % Si, 1,65 % Mn.

2.1.2 Systém číselného označování nástrojových ocelí

Čísla ocelí dle [36] platí jako doplňková ke značkám ocelí vysvětlených v kapitole 2.1.1. Tento systém označování je vhodnější pro zpracování dat než značky stanovené dle [35].

Stavba čísel nástrojových ocelí:

1.	**XX**	**XX XX**

1 = ocel
XX = číslo skupiny ocelí
XX XX = pořadové číslo (dosud se používají jen dvě pořadové číslice)
Podle skupin ocelí norma rozlišuje:

- **Nelegované nástrojové oceli (číslo skupiny 15 – 18),** tyto se dále dělí podle obsahu uhlíku
  Příklad **1.1620** (C70U)

- **Legované nástrojové oceli,** tyto se dále dělí podle obsahu hlavních legujících prvků:
  - Cr — číslo skupiny 20
  - Cr-Si, Cr-Mn, Cr-Mn-Si — číslo skupiny 21
  - Cr-V, Cr-V-Si, Cr-V-Mn, Cr-V-Mn-Si — číslo skupiny 22
  - Cr-Mo, Cr-Mo-V, Mo-V — číslo skupiny 23
    Příklad **1.2362** (X63CrMoV5-1)
  - W, Cr-W — číslo skupiny 24
  - W-V, Cr-W-V — číslo skupiny 25
  - W (kromě 24, 25, 27) — číslo skupiny 26
  - Ni — číslo skupiny 27
  - ostatní — číslo skupiny 28
    Příklad **1.2842** (90MnCrV8)
  - rychlořezné oceli s obsahem Co — číslo skupiny 32
  - rychlořezné oceli bez kobaltu — číslo skupiny 33
    Příklad **1.3339** (HS6-5-2)

Mezery ve značkách nebo číslech nástrojových ocelí jsou v přednášce použity pouze pro větší přehlednost.

V odborné literatuře jsou nástrojové oceli také rozdělovány například podle mechanismu tuhnutí, který je závislý na chemickém složení a tedy tvaru rovnovážného diagramu pro konkrétní slitinu železa (**podeutektoidní, eutektoidní, nadeutektoidní**, subledeburitické a ledeburitické) [1], [2], [9]. Z hlediska perspektivních nástrojových ocelí jsou důležité především dvě poslední zmíněné skupiny. **Ledeburitické oceli** mají díky svému chemickému složení ve struktuře přítomny speciální ledeburitické karbidy chromu, případně vanadu, které zajišťují výbornou odolnost proti opotřebení. Základním typem těchto ocelí je ocel X210Cr12 [27]. **Subledeburitické oceli** již neobsahují speciální ledeburitické karbidy a svým fázovým složením patří spíše mezi nadeutektoidní. Příkladem takové oceli je například X63CrMoV5-1 [20]. Druhy a vlastnosti karbidických částic v nástrojových ocelích budou probrány v následující kapitole.

Výrobci (dodavatelé) nástrojových ocelí, jako například česká Poldi s.r.o. a ze zahraničních například Uddeholm, Böhler, Bolzano nebo Schmolz+Bickenbach, ve své nabídce rozdělují nástrojové oceli také podle použití na: **nástrojové oceli pro práci za studena, nástrojové oceli pro práci za tepla, nástrojové oceli pro tváření plastů.** Typickým příkladem ocelí pro práci za studena jsou již uvedené ledeburitické a subledeburitické oceli. Ve srovnání se skupinou nástrojových ocelí pro práci za studena mají oceli pro práci za tepla nižší obsahy uhlíku, většinou se jedná o oceli eutektoidní popřípadě mírně nadeutektoidní [38]. V současné době se pro práci za tepla používá například ocel X38CrMoV5-1 [2].

Nejvýkonnějšími nástrojovými ocelemi jsou **rychlořezné oceli**, které se vyznačují velkou odolností proti popouštění a vysokou tvrdostí za studena i za tepla. Jedná se o ledeburitické oceli vysokolegované s obsahem uhlíku nad 0,70 % [3], kde nejpoužívanější značkou pro běžné výkony je HS6-5-2. Pro vysoce náročné aplikace se používá do jisté míry kobaltová varianta této oceli HS7-4-2-5 [1], [38].

Dále je třeba zmínit skutečnost, že výrobci používali a často používají svá vlastní značení nástrojových ocelí. Tato by se však v odborné literatuře měla používat pouze v případě, že pro danou ocel nebo její ekvivalent nebylo přiděleno značení dle [35], [36]. Příkladem takové oceli je ledeburitická nástrojová ocel pro práci za studena vyrobená práškovou metalurgií, kterou dodává firma Uddeholm pod obchodním názvem Vanadis 6 (2,1 % C, 1,0 % Si, 0,4 % Mn, 6,8 % Cr, 1,5 % Mo, 5,4 % V) [13], [14], [16], [17], [22], [25], [31].

2.2 Chemické složení nástrojových ocelí

Je patrné, že nástrojové oceli se liší obsahem uhlíku a jsou nejčastěji legovány chromem, niklem, wolframem, molybdenem a vanadem, méně se jako legující prvek používají mangan, křemík a kobalt. Z přehledu v předcházející kapitole je zřejmé, jak rozsáhlý je sortiment nástrojových ocelí.

Dále bude věnována pozornost jen legovaným nástrojovým ocelím a rychlořezným ocelím. Tato volba není dána pouze omezeným rozsahem předložené přednášky, ale vychází z následující úvahy. Cena nástrojových ocelí obecně roste s množstvím legujících prvků. Čím vyšší budou náklady na požadovaný materiál nástroje pro konkrétní aplikaci, tím výraznější bude ekonomický efekt, dojde-li ke zvýšení životnosti tohoto nástroje.

Tabulka 1 Vliv přísadových prvků na vlastnosti nástrojových ocelí

	Tvrdost a pevnost	Plastické vlastnosti a houževnatost	Odolnost proti opotřebení	Obrobitelnost	Leštitelnost	Vliv na oblast Fe$_\alpha$	Karbidotvorný prvek	Prokalitelnost	Odolnost proti popouštění	Odolnost proti korozi	Náchylnost k oduhličení	Obsah v nástrojových ocelích
C	+	–	+	–[1]	–[1]	+	ano	+				0,2-2,0 %
Cr	+					-	ano	+	+	+		0,5-13 %
Si							ne	+	+			do 2 %
Mn						+	ano*	+				do 2 %
V		±	++	–[1]	–[1]		ano	+	++			0,1-5 %
Mo		–					ano	+	+		ano	0,2-9 %
W		–[1]				–	ano	+	+			0,2-19 %
Ni	+	+			+	+	ne	+				do 5 %
Co	+	–					ne	–	+		ano	2-12 %

*jedná se o nestabilní karbidy

[1] platí při vyšších obsazích

± malé přísady V zlepšují houževnatost, při vyšších se výrazně snižuje

Pro kvalitní posouzení vlastností nástrojových ocelí podle chemického složení je nutné především znát vliv jednotlivých přísadových prvků [38], [39], který je pro lepší přehlednost zpracován do Tabulky 1.

Legující prvky jsou v tabulce seřazeny podle výskytu od nejnižšího čísla skupiny (kap. 2.1.2). Znaménko plus (+) v tabulce znamená zvýšení (pokud se jedná o pozitivní jev), zlepšení nebo rozšíření hodnoceného parametru. V případě výraznějšího vlivu je uvedeno znaménko dvakrát. Pokud není vliv sledovaného prvku zásadní, je hodnocení v tabulce vynecháno. Obvyklé obsahy legujících prvků v Tabulce 1 platí pro oceli vyrobené konvenční metalurgií. Ocelím vyrobeným práškovou metalurgií je věnována následující kapitola.

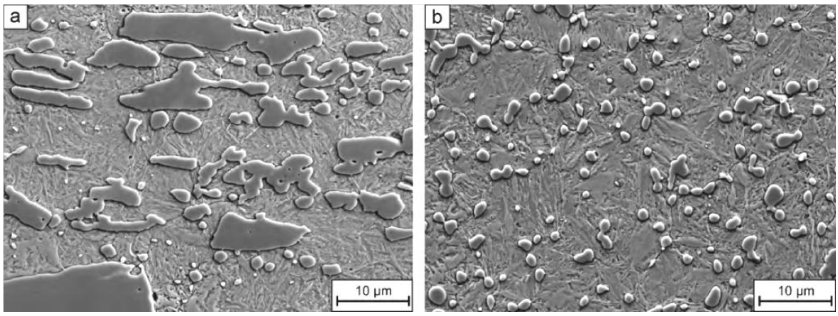
2.3 Způsob výroby nástrojových ocelí

Většina nástrojových ocelí ledeburitického typu se vyrábí metalurgickým procesem založeným na tuhnutí taveniny, tento způsob lze označit za **konvenční metalurgii**. V případě pomalého tuhnutí ingotů o váze několika tun však vzniká nežádoucí segregace, která se u ledeburitických nástrojových ocelí projevuje nižší houževnatostí a její směrovou závislostí [1].

Prášková metalurgie (PM) je založena na výrobě rychle ztuhlých částic, které jsou dále vhodným způsobem konsolidovány do kompaktního kovového produktu. Nejčastěji se používá izostatické lisování za tepla (HIP - Hot Isostatic Pressing) [3], [40]. U nástrojových ocelí se práškovou metalurgií dosahuje oproti konvenčním způsobům výroby jemnější a homogennější struktury, která se projevuje zlepšením mechanických vlastností nástrojů. Vliv primární metalurgie na strukturu oceli X153CrMoV12 v zakaleném stavu je patrný z Obr. 1.

Jemnější a rovnoměrné rozložení karbidů u PM nástrojových ocelí zvyšuje jejich houževnatost a odolnost proti únavě. Prášková metalurgie umožňuje vyrobit oceli s vyšším obsahem legujících prvků (například uhlíku a vanadu) než udává Tabulka 1. Důsledkem je vyšší obsah karbidů MC, který způsobuje lepší odolnost proti opotřebení. Například firma Bolzano dodává nástrojové oceli vyrobené práškovou metalurgií s obsahem uhlíku až 3,4 % a vanadu až do 14,5 %. Příkladem extrémně otěruvzdorné PM nástrojové oceli pro práci za studena je CPM 15V (3,4 % C, 5,2 % Cr, 1,3 % Mo, 14,5 % V) vyráběná v USA [41]. Ve srovnání s ocelemi vyrobenými konvenční metalurgií vykazují PM oceli díky jemným karbidům lepší obrobitelnost broušením. PM nástrojové oceli nacházejí v průmyslové výrobě uplatnění na výrobu nástrojů pro práci za tepla i za studena, na výrobu nástrojů pro tváření plastů. Pro nejnáročnější aplikace

se touto technologií vyrábějí rychlořezné oceli. Například firma Uddeholm vyrábí PM HS ocel Vanadis 23 (1.3395), která obsahuje 1,28 % C, 4,2 % Cr, 5,00 % Mo, 3,10 % V a 6,40 % W [33], [34]. PM HS ocel Vanadis 30 je kobaltovou verzí oceli Vanadis 23 (8,50 % Co) [22], [28], [32], [33], [34].



a) ocel vyrobená konvenční metalurgií b) ocel vyrobená práškovou metalurgií

Obr. 1 Vliv primární metalurgie na strukturu oceli X153CrMoV12 v zakaleném stavu, SEM [42]

2.4 Struktura a vlastnosti legovaných nástrojových ocelí

Struktura legovaných nástrojových ocelí (dále NO) a rychlořezných ocelí (dále RO) je v každém stadiu po výrobě nebo následujícího zpracování tvořena matricí a karbidy. Karbidy v nástrojových ocelích jsou různého původu, typu (složení), množství, velikosti a rozložení. Všechny tyto charakteristiky karbidických fází pak mají vliv na vlastnosti konkrétní oceli.

2.4.1 Karbidické fáze

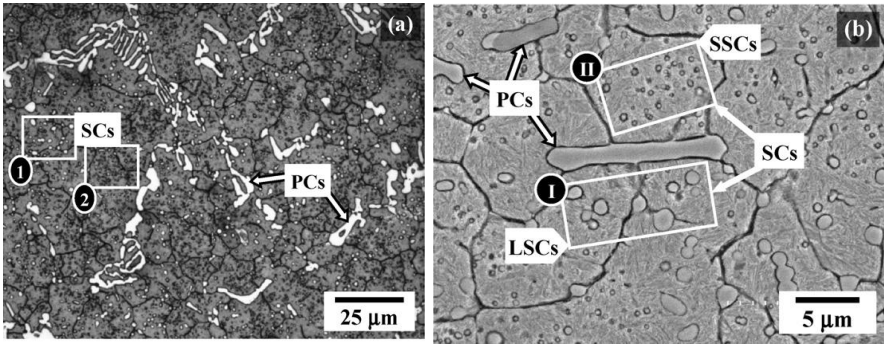
Podle původu lze rozdělit **karbidy** v legovaných nástrojových a rychlořezných ocelích na základě znalosti diagramu Fe-Fe_3C na **primární, eutektické, sekundární, eutektoidní a** terciální (jejich množství a význam je minimální). Pro primární (MC) a eutektické karbidy (M_7C_3, M_6C, M_2C, MC) je charakteristické, že se neúčastní aktivně procesů tepelného zpracování, protože se nerozpouští v austenitu. Jejich vyloučení na hranici původních austenitických zrn může účinně brzdit růst austenitického zrna. Zpravidla tyto karbidy významně přispívají k vysoké odolnosti proti opotřebení a řezivosti nástrojových ocelí [1], [2].

Sekundární karbidy se při austenitizaci rozpouštějí s odlišnou intenzitou, tím sytí matrici uhlíkem i legujícími prvky, a způsobují tak větší kalitelnost

a prokalitelnost ocelí. Tyto karbidy mohou být stejného typu jako karbidy eutektické [1].

Eutektoidní karbidy se podobně jako sekundární karbidy při austenitizaci rozpouští. K typickým eutektoidním karbidům v ledeburitických nástrojových ocelích patří například $M_{23}C_6$.

Za primární se považují karbidy větší než 5 μm a sekundární menší než 5 μm, v odborné literatuře jsou často označovány PCs. Sekundární karbidy jsou velikostí větší než 1 μm a menší než 5 μm (SCs). Toto rozdělení platí pro oceli vyrobené konvenční metalurgií. Dále mohou být při detailní metalografické analýze pomocí řádkovací elektronové mikroskopie (SEM) rozlišovány na velké (LSCs) a malé (SSCs) sekundární karbidy [43]. Příklad vyznačených primárních a sekundárních karbidů ve struktuře nástrojové oceli X153CrMoV12 je na Obr. 2.



a) Světelná mikroskopie b) Elektronová mikroskopie

Obr. 2 Mikrostruktura oceli X153CrMoV12 s vyznačením karbidů podle původu a velikosti, SEM [43]

Z kap. 2.2 je patrné, že stabilní karbidy v nástrojových ocelích tvoří Cr, V, Mo, W. V odborné literatuře se pak o těchto karbidických fázích mluví jako o chromových, vanadových, molybdenových nebo wolframových karbidech. Ve skutečnosti se však většinou podle složení konkrétní oceli jedná o komplexní karbidy s převažujícím obsahem jednoho z uvedených prvků. Tabulka 2 uvádí typy karbidických fází, které se vyskytují v legovaných a rychlořezných ocelích včetně rozsahů jejich tvrdostí.

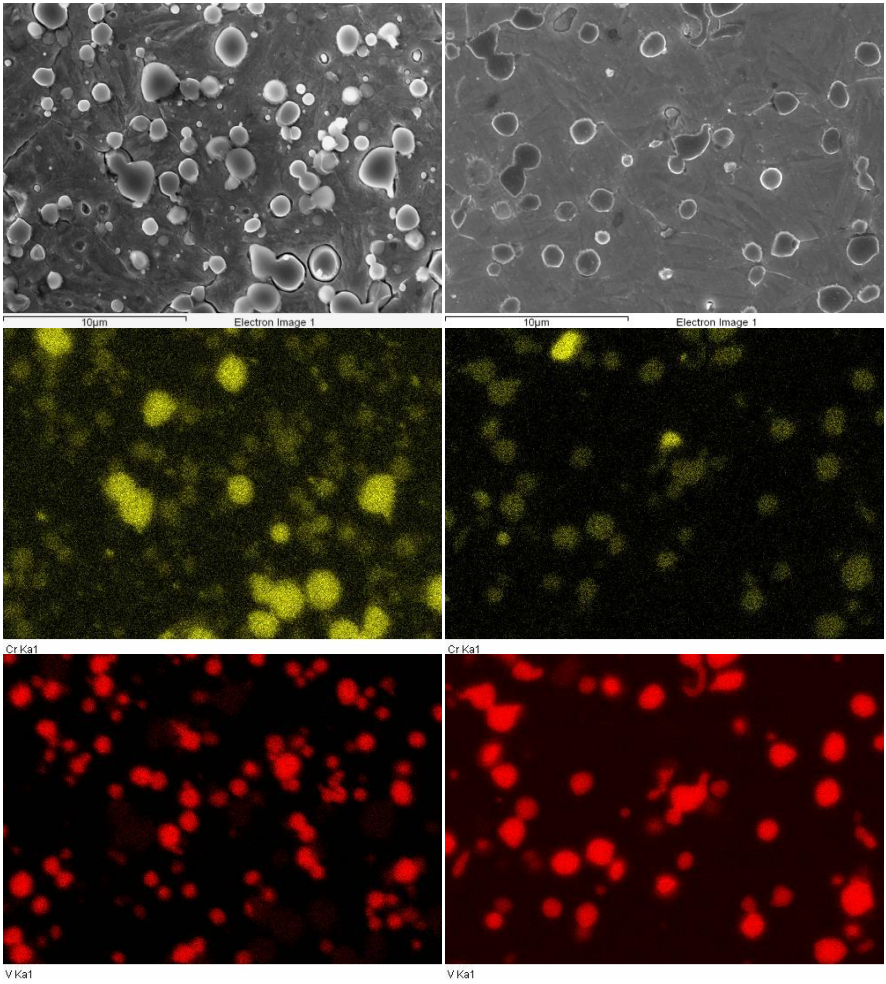
Tabulka 2 Typy karbidů v legovaných nástrojových ocelích

Typ karbidu	Převažující prvek	Tvrdost karbidu [1], [2]
$M_{23}C_6$	Cr	1000 – 1200 HV
M_7C_3	Cr	1600 – 1800 HV
M_6C	W	1200 – 1500 HV
M_2C	Mo	2230 HV
MC	V	2000 – 2800 HV

Například v pracích autorky [13] a [18] byla pro PM ocel Vanadis 6 (složení viz kap. 2.1.2) provedena metalografická analýza pomocí SEM s kvantitativním vyhodnocením karbidických částic v závislosti na teplotě austenitizace. K identifikaci karbidů byla použita EDS analýza. Vliv teploty austenitizace na strukturu po kalení PM oceli Vanadis 6 uvádí Obr. 3. Na základě porovnání snímku SEM s mapami chromu (žluté) a vanadu (červené) byl zjištěn výskyt převážně chromových karbidů M_7C_3 a převážně vanadových karbidů typu MC. Dle očekávání dochází u Vanadisu 6 s narůstající teplotou austenitizace k rozpouštění obou typů karbidů. Intenzivněji se rozpouštějí karbidy chromu, nad teplotou 1100 °C již nebyly tyto karbidy identifikovány. Karbidy vanadu se začínají rozpouštět až nad teplotou 1150 °C. Toto zjištění je v souladu s literaturou, která uvádí, že karbidy vanadu mají vysokou teplotní stabilitu [1], [39].

Tvrdost nástrojových ocelí ovlivňuje jak tvrdost matrice, tak množství, rozložení a tvrdost karbidů. Vliv tvrdosti matrice je dominantní, tvrdost karbidických částic má vliv menší [2]. Tato skutečnost je dána objemovým podílem karbidických části ve struktuře. Například v práci [18] byl stanoven celkově 19% podíl karbidů po kalení z teploty 1025 °C ve struktuře ledeburitické nástrojové PM oceli Vanadis 6. Stejný podíl karbidických fází po kalení z teploty 1100 °C byl v práci [19] zjištěn pro kobaltovou PM rychlořeznou ocel Vanadis 30 (1.3207), její složení je v kap. 2.3.

Autoři [9] uvádí, že odolnost proti opotřebení u nástrojových ocelí kromě jiného závisí i na tvrdosti karbidů (H_c), které jsou rozptýlené na funkčním povrchu nástroje. Efektivní tvrdost, která ovlivňuje odolnost proti opotřebení je dle této práce dána vztahem $H_e = H_c+(1-\alpha)H_m$, kde α je podíl karbidů a H_m je tvrdost matrice.



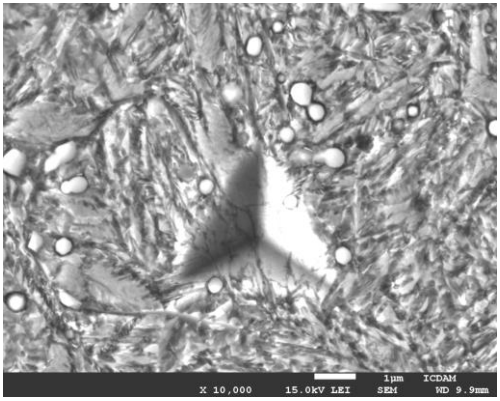
Teplota austenitizace 1000 °C Teplota austenitizace 1075 °C

Obr. 3 Vliv teploty austenitizace na strukturu po kalení PM oceli Vanadis 6, mikrostruktura a EDS mapy chromu (žlutá) a vanadu (červená) SEM (Nital) [13]

2.4.2 Matrice

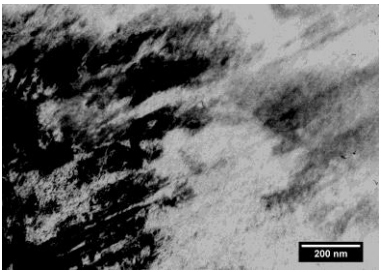
Z uvedeného rozboru vyplývá, že požadované tvrdosti nástrojových ocelí je dosahováno především tvrdostí matrice, která je dána chemickým složením a tepleným zpracování oceli. Je třeba upozornit na skutečnost, že stanovení

tvrdosti matrice u legovaných nástrojových ocelí, je i při použití nanotvrdoměru obtížné. Analýza nanoindentační oblasti pomocí SEM v práci [20] prokázala přítomnost jak matrice, tak karbidů, viz Obr. 4.

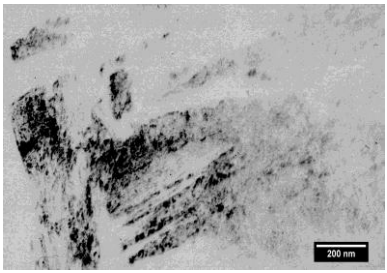


Obr. 4 Oblast vtisku nanoindentoru, ocel 1.2362, SEM, Nital [20]

Struktura matrice nástrojových ocelí v zakaleném stavu je složena ze dvou fází, martenzitem a zbytkovým austenitem. Mikrostruktura (použita transmisní elektronová mikroskopie TEM) PM nástrojové oceli Vanadis 6 po kalení z teploty 1000 °C je na Obr.5.



TEM, pozorování ve světlém poli



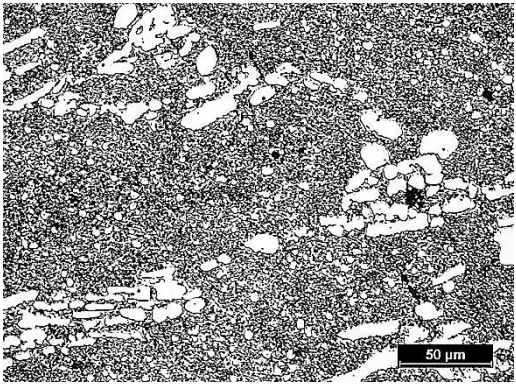
TEM, pozorování v tmavém poli

Obr. 5 Mikrostruktura PM oceli Vanadis 6 po kalení z teploty 1000 °C [17]

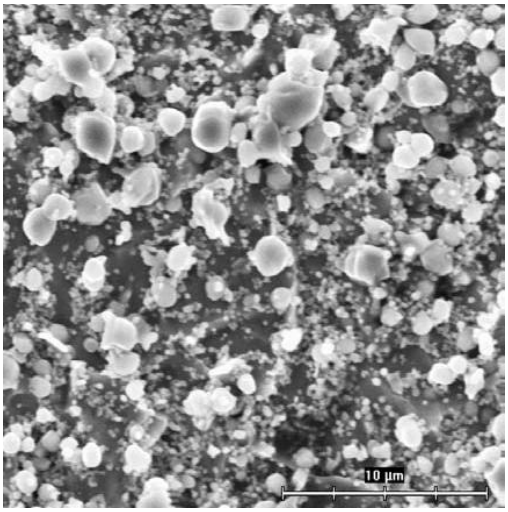
Základ struktury tvoří dvojčatový martenzit, který je typický pro vysokouhlíkové ocele. Druhou fází, která je patrná při pozorování v tmavém poli, je zbytkový austenit. Vysoký podíl zbytkového austenitu v zakalené struktuře lze očekávat vzhledem k množství rozpuštěných karbidů během austenitizace. Například v práci [17] byl rtg analýzou stanoven podíl zbytkového austenitu 17,76 % pro PM ocel Vanadis 6 po kalení z teploty 1075 °C. V pracích [19] a [32] byl proveden pouze hrubý odhad podílu zbytkového austenitu pomocí obrazového analyzátoru v zakaleném stavu z teploty 1100 °C pro HS kobaltovou ocel Vanadis 30 (zjištěná hodnota 25 %).

2.5 Vliv tepelného zpracování na strukturu a vlastnosti legovaných nástrojových ocelí

Nástrojové oceli jsou obvykle výrobci dodávány ve stavu po žíhání na měkko, který umožňuje jejich snadné obrábění a je vhodným výchozím stavem pro následné kalení. Struktura je tvořena feritickou matricí a globulárními karbidy. Velikost a rozložení těchto karbidů záleží na primární metalurgii. V legovaných nástrojových ocelích vyrobených klasickou metalurgií jsou primární karbidy větší a jejich rozložení je dáno stupněm protváření. Na Obr. 6 je struktura oceli X210Cr12 po žíhání na měkko po pozorování světelnou mikroskopií (SM).



Obr. 6 Struktura oceli X210Cr12 po žíhání na měkko, LM, Nital [27]



Obr. 7 Struktura PM oceli Vanadis 6 po žíhání na měkko, SEM, Nital [23]

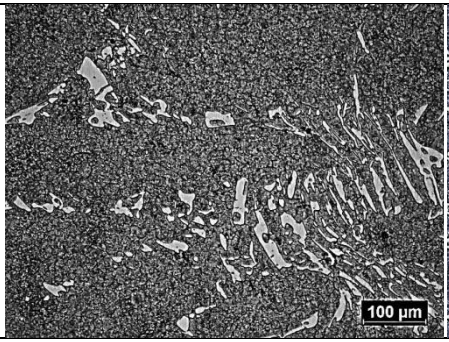
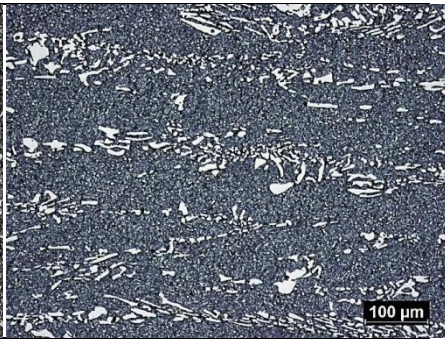
V případě PM nástrojových ocelí (Obr. 7) je jemná, homogenní struktura po žíhání na měkko tvořena globulárními karbidy o velikosti maximálně 3 µm [41].

2.5.1 Konvenční tepelné zpracování nástrojových ocelí

Konvenční tepelné zpracování legovaných nástrojových ocelí zahrnuje ohřev na austenitizační teplotu (u legovaných nástrojových ocelí stupňovitý), výdrž na ní, kalení (ochlazování nadkritickou rychlostí) a popouštění. Na podmínkách austenitizace závisí nejen již zmíněné množství rozpuštěných karbidů v matrici nástrojových ocelí, ovlivňují také velikost zrna. Doba výdrže závisí i na použitém zařízení. Teplota a počet popouštění se odvíjí od chemického složení oceli a požadovaných finálních vlastností.

Vliv parametrů tepelného zpracování na užitné vlastnosti nástrojové oceli X210Cr12 byl sledován v práci [27]. V uvedené práci byl hodnocen vliv austenitizační teploty, ochlazovacího media (tavenina soli nebo vakuum) a teploty popouštění na strukturu, tvrdost a pevnost v tříbodovém ohybu. Pro ocel X210Cr12 jsou známy popouštěcí diagramy po kalení do oleje. Pro vyšší austenitizační teploty křivky vykazují oblast sekundární tvrdosti. Základem sekundárního vytvrzování je transformačně-precipitační proces, který spočívá v sekundární martenzitické transformaci a precipitaci jemných karbidů z martenzitu během výdrže v oblasti vysokoteplotního popouštění [2], [3], [40]. Práce [27] pro ocel X210Cr12 potvrdila, že špatné protváření (kap. 2.3) výrazně snižuje houževnatost (pevnost v tříbodovém ohybu). Vliv teploty popouštění při kalení ve vakuu z teploty 1020 °C na strukturu a vlastnosti oceli X210Cr12 je patrný z Tabulky 3.

Tabulka 3 Vliv teploty popouštění při kalení ve vakuu z teploty 1020 °C na strukturu a vlastnosti oceli X210Cr12 [27]

	
popouštění 1x2 hod/200 °C	popouštění 1x2 hod/500 °C
60 HRC	57,5 HRC
R_{mo} = 1034 MPa	R_{mo} = 975 MPa

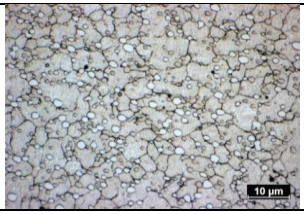
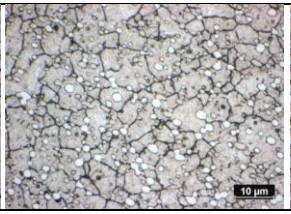
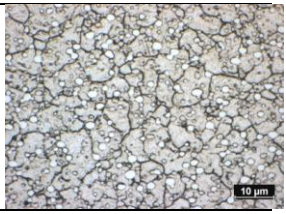
Hodnoty pevnosti v ohybu uvedené v Tabulce 3 jsou přibližně třikrát nižší než pro ocel X210Cr12 uvádí [38]. Tato skutečnost je primárně dána nepříznivou velikostí karbidů a jejich rozložením. Vliv na hodnoty pevnosti však může také mít nevhodná drsnost na povrchu použitých vzorků [1].

Na základě výsledků práce **[27]**, bude v tomto akademickém roce sestrojena celá popouštěcí křivka oceli X210Cr12 pro kalení z vakua z teploty 1020 °C, která dosud není k dispozici.

Je známo, že překročení doporučených austenitizačních podmínek vede k tzv. přehřátí (nežádoucí růst austenitického zrna), které negativně ovlivňuje výsledné vlastnosti. Menší sklon k přehřátí mají PM oceli. Tato skutečnost byla potvrzena výsledky prací **[19]**, **[32]**, ve kterých byl sledován vliv doby austenitizace na velikost zrna PM HS Vanadis 30, výsledky uvádí Tabulka 4. Velikost zrna byla hodnocena metodou Snyder-Graff dle normy [44].

Z tabulky je patrné, že velikost zrna závisí pouze nepatrně na době austenitizace při sledované teplotě. Zjištěné velikosti zrna patří všechny do jedné velikostní třídy G=13. Lze předpokládat, že tento výsledek je způsoben velikým množstvím karbidů vyloučených převážně po hranicích zrn, které brzdí růst původního austenitického zrna.

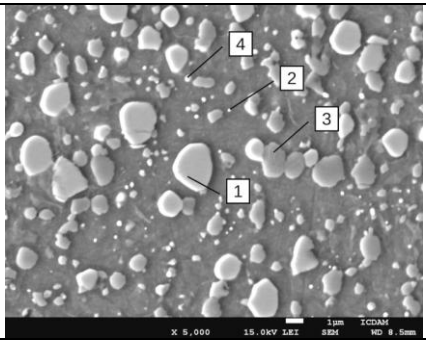
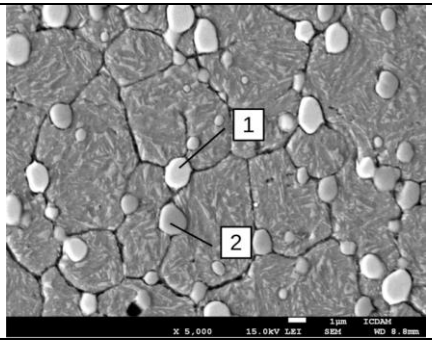
Tabulka 4 PM HS Vanadis 30-velikost zrna po kalení v závislosti na době austenitizace, SM, Nital **[19]**

		
austenitizace 1100 °C/5 min	austenitizace 1100 °C/15 min	austenitizace 1100 °C/30 min
velikost zrna [μm]		
3,29	3,60	3,73

Detailní analýza struktury Vanadisu 30 ve výchozím stavu (po žíhání na měkko) a v zakaleném stavu při výrobcem doporučených podmínkách austenitizace byla provedena pomocí SEM (Tabulka 5). Výsledky jsou doplněny o hodnoty tvrdosti. Struktura Vanadisu 30 po žíhání na měkko (Tabulka 5) je složena

z matrice s rovnoměrně rozloženými třemi typy karbidů. Velké světlejší (1), stejně jako karbidy sub-mikronové velikosti (4), jsou bohaté na wolfram a molybden, tmavší (2) jsou převážně vanadové karbidy a karbidy (3) jsou na bázi chromu. Lze předpokládat, že karbidy bohaté na Mo a W jsou M_6C, vanadové karbidy MC a karbidy chromu $M_{23}C_6$ nebo M_7C_3 [18], [45], [46].

Tabulka 5 Mikrostruktura (SEM) a tvrdost PM HS Vanadis 30 ve výchozím a zakaleném stavu **[19]**

	
stav po žíhání na měkko	kalený stav austenitizace 1100 °C / 5 min
tvrdost 22,5 HRC	tvrdost 65,7 HRC
celkový počet karbidů 33,3 %	celkový počet karbidů 18,2 %

Struktura Vanadisu 30 po žíhání na měkko (Tabulka 5) je složena z matrice s rovnoměrně rozloženými třemi typy karbidů. Velké světlejší (1), stejně jako karbidy sub-mikronové velikosti (4), jsou bohaté na wolfram a molybden, tmavší (2) jsou převážně vanadové karbidy a karbidy (3) jsou na bázi chromu. Lze předpokládat, že karbidy bohaté na Mo a W jsou M_6C, vanadové karbidy MC a karbidy chromu $M_{23}C_6$ nebo M_7C_3 [18], [45], [46].

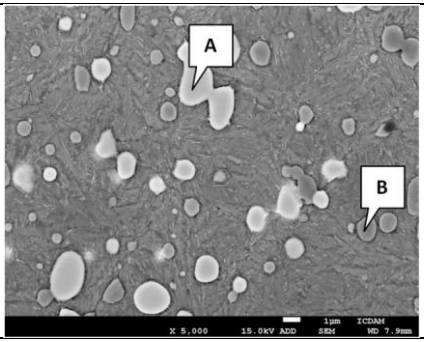
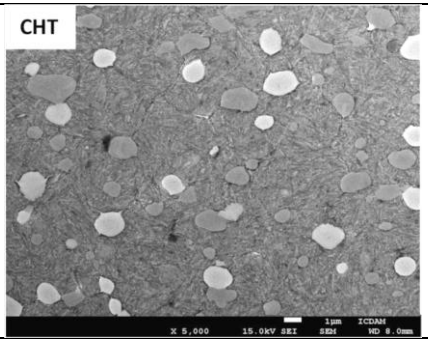
Struktura Vanadisu 30 po kalení (Tabulka 5) je dle očekávání tvořena martenzitem, zbytkovým austenitem a karbidy. EDS analýza prokázala ve struktuře nerozpuštěné karbidy M_6C (1) a MC (2). V souladu s výsledky prací [18], [45] jsou při použité teplotě austenitizace převážně chromové karbidy již rozpuštěny.

Oceli Vanadis 23 a 30 se liší pouze obsahem kobaltu (kap.2.3.). Ačkoliv kobalt nepatří mezi karbidotvorné prvky (Tabulka 1), je schopen do některých karbidických částic omezeně pronikat [45], [47]. Obecně kobalt zvyšuje

odolnost proti popouštění, míru přechodu W a Mo do karbidů a zvyšuje sekundární tvrdost [38], [39]. Základem sekundárního vytvrzování je transformačně-precipitační proces, který spočívá v sekundární martenzitické transformaci a precipitaci jemných karbidů z martenzitu během výdrže v oblasti vysokoteplotního popouštění [2], [3], [40]. Práce [47] uvádí, že zvlášť významný je vliv kobaltu z hlediska pravidelnějšího rozložení menších a početnějších karbidických fází, které v konečném důsledku zlepšují odolnost proti opotřebení nástrojů vyrobených z kobaltových HS.

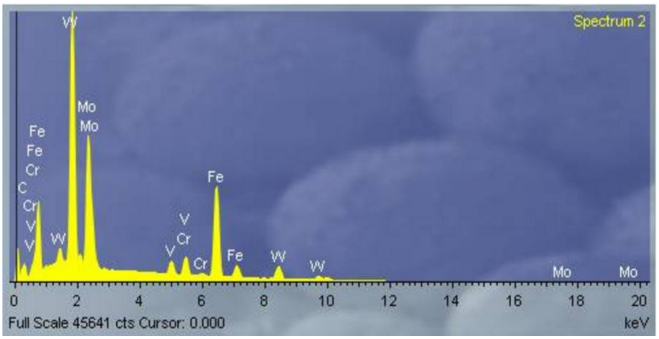
Vliv kobaltu na strukturu a tvrdost PM HS Vanadis 23 a 30 po konvenčním tepelném zpracování (CHT) je patrný z Tabulky 6 **[33]**. V obou případech je struktura tvořena martenzitem a karbidy dvou typů. Vzhledem k trojnásobnému popouštění lze očekávat minimální podíl zbytkového austenitu [48]. Celkový počet karbidů je vztažen na vyhodnocovanou plochu. Výsledky v Tabulce 6 potvrdily po konvenčním tepelném zpracování vyšší tvrdost kobaltové oceli a ve struktuře větší počet karbidů ve srovnání s bezkobaltovou ocelí.

Tabulka 6 Mikrostruktura (SEM) a tvrdost PM HS Vanadis 23 a Vanadis 30 po konvenčním tepelném zpracování **[33]**

	
Vanadis 23	Vanadis 30 (8,5 % Co)
1050 °C/5 min + 3x 560 °C	1100 °C/5 min + 3x 560 °C
61,5 HRC	63 HRC
celkový počet karbidů 358	celkový počet karbidů 393

Byla provedena EDS (energiově-dispersní spektroskopie) bodová analýza karbidů vyznačených na obrázku v Tabulce 6 vlevo. V převážně wolframovém karbidu (označen A) je dle očekávání výrazně zastoupen také molybden, méně pak železo a chrom (viz Obr.8). Ve vanadovém karbidu se také nachází,

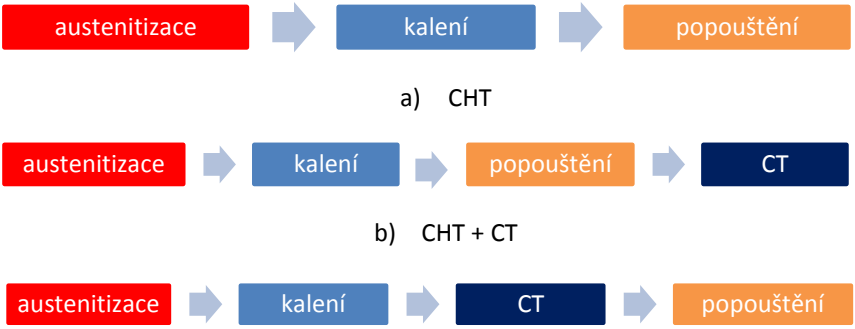
wolfram, molybden a méně železo a chrom. Tyto výsledky jsou v dobrém souladu s výsledky práce [46].



Obr. 8
PM Vanadis 23, výsledek EDS analýzy karbidické částice na bázi wolframu [33]

2.5.2 Kryogenní zpracování nástrojových ocelí

Základními parametry kryogenního zpracování (CT) jsou teplota, čas a způsob zařazení do CHT. V dostupné literatuře lze nalézt velké množství jejich kombinací. Tato skutečnost je dána tím, že mezi autory dosud neexistuje jednotný exaktní názor na to, k jakým mikrostrukturním, případně substrukturním změnám při kryogenním zpracování nástrojových ocelí dochází a jak tyto změny ovlivňují jejich výsledné užitné vlastnosti. Porovnání obecného schéma CHT a dvou způsobů zařazení CT do CHT je na Obr. 9.



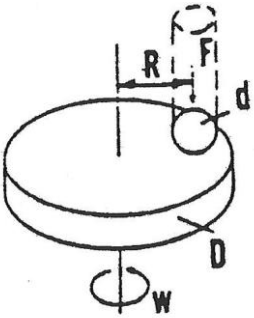
Obr. 9 Obecný postup konvenčního tepelného zpracování (CHT) a tepelného zpracování při zařazení kryogenního zpracování (CT)

Pro kryogenní zpracování se také v angličtině používá výraz Sub-zero treatment (SZT**)** [22] [25], [43]. Podle teploty se kryogenní zpracování rozděluje na mělké (SCT) většinou při teplotě -90 °C a hluboké (DCT) při teplotě -180 °C nebo -196 °C [5], [49]. Více se používá CT vložené mezi kalení a popouštění [5], [11-19], [21-25], [28-29], [31-34], [43], [50], [49]. Druhý způsob Obr. 9b) byl také v některých pracích hodnocen [20], [50], [49].

Kryogenní zpracování Obr. 9c) se u legovaných a rychlořezných nástrojových ocelí používá pro snížení nežádoucího obsahu zbytkového austenitu, který je v jejich struktuře přítomen díky vysokému obsahu legujících prvků. Dále je známo, že kryogenní zpracování u nástrojových ocelí způsobuje precipitaci velmi jemných karbidů ve struktuře. Superpozice obou dějů pak vede ke změně vlastností, jakými jsou tvrdost, houževnatost, odolnost proti opotřebení a rozměrová stabilita [5], [19], [25], [50], [49], [51]. Nicméně dosud není dostatečně objasněn mechanismus, na základě kterého by v případě zpracování Obr. 9b), docházelo k publikovanému zlepšení užitných vlastností nástrojů.

2.5.3 Vliv parametrů kryogenního zpracování na strukturu a vlastnosti vybraných nástrojových oceli

Pro hodnocení vlivu CT na vlastnosti nástrojových ocelí v laboratorních podmínkách se primárně používá měření tvrdosti, metalografická analýza (vzhledem k velikosti karbidů většinou SEM), k posouzení houževnatosti zkouška v tříbodovém ohybu a pro stanovení odolnosti proti opotřebení zkouška pin-on-disk (ASTM norma G99-05).

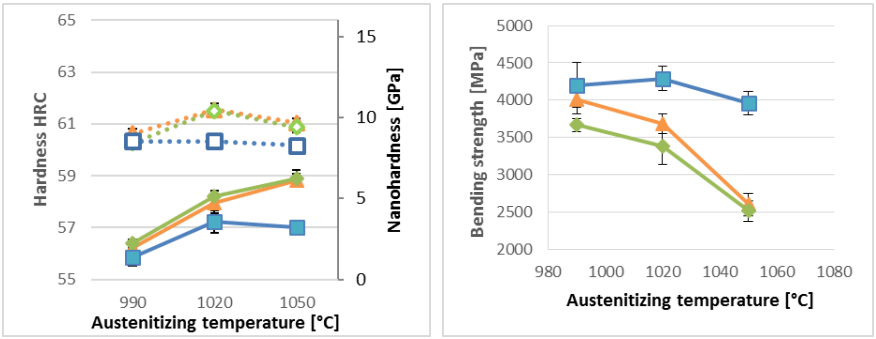


Obr. 10 Uspořádání zkoušky pin-on-disk

Při uvedené zkoušce (Obr. 10) byl testovaný materiál diskem (D) a pin (kulička velikosti d) byla zatěžována silou 5 N a vytvářela při zkoušce drážku daného poloměru (R). Celková kluzná dráha kuličky byla 100 m. Byl vyhodnocován objemový úbytek disku a z něj vypočítána rychlost opotřebení (wear rate).

Dále budou uvedeny některé autorčiny výsledky studia vlivu parametrů kryogenního zpracování na strukturu a vlastnosti vybraných nástrojových ocelí, oceli budou uvedeny vzestupně podle obsahu legujících prvků.

Subledeburitická ocel X63CrMoV5-1 (1.2362) – výsledky tvrdosti a pevnosti v tříbodovém ohybu jsou na Obr. 11 [20]. Nanotvrdost je značena čárkovaně.



a) b)

Obr. 11 Vliv tepelného zpracování na vlastnosti oceli X63CrMoV5-1 [20]

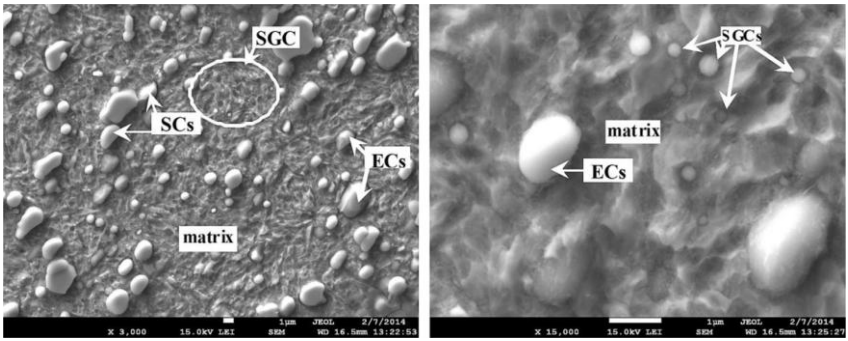
CHT CHT+DCT DCT vložené mezi kalení a popouštění

Zatímco tvrdost i nanotvrdost po CHT a CHT+DCT je porovnatelná, její hodnoty v případě vložení DCT mezi kalení a popouštění jsou pro ocel X63CrMoV5-1 nižší. Největší rozdíl je v případě austenitizace 1050 °C. To by mohlo být dáno dvěma skutečnostmi, použitím dvounásobného popouštění a/nebo eventuální změnou průběhu popouštěcí křivky, pokud je DCT zařazeno mezi kalení a popouštění. Posun píku sekundární tvrdosti byl prokázán u PM oceli X153CrMoV12 [42], nebo pro PM ocel Vanadis 6 [15].

Obr. 11 b) dokazuje dobrou shodu výsledků pevnosti v tříbodovém ohybu s naměřenými hodnotami tvrdosti. Změny mechanických vlastností oceli X63CrMoV5-1 v závislosti na tepelném zpracování se však méně projevily na hodnotách odolnosti proti opotřebení při použitých podmínkách zkoušky pin-on-disk.

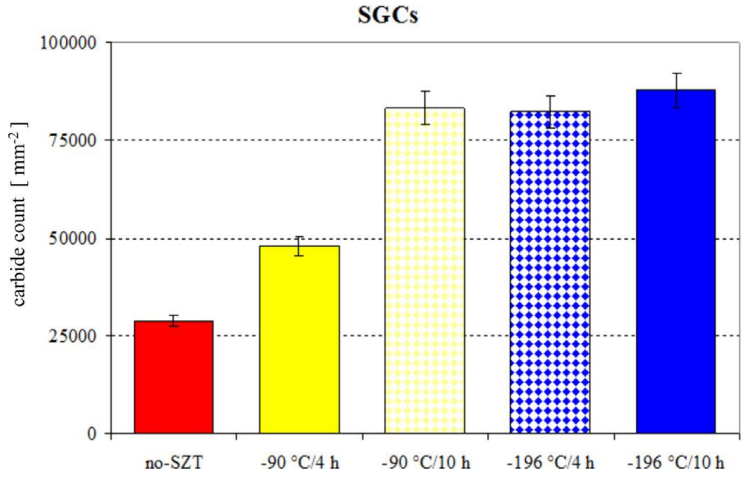
Z tohoto důvodu by bylo vhodné v další práci provést zkoušku pin-on-disk při vyšší zátěžné síle. V každém případě je třeba pro bližší pochopení strukturních změn po použití kryogenního zpracování oceli X63CrMoV5-1 uvedené výsledky v další práci doplnit o podrobnou metalografickou analýzu sledovaných stavů. Tato analýza dosud nebyla v dostupné literatuře publikována. Z hlediska praktického využití pak budou důležité výsledky zkoušek životnosti reálných nástrojů z této oceli po kryogenním zpracování ve srovnání se životností nástrojů po CHT.

Ledeburitická PM ocel Vanadis 6 – mikrostruktura oceli po kalení z teploty 1025 °C + DCT (-196 °C / 4 hod) + 2x 530 °C/2 hod Obr. 12 [25].



Obr. 12 Mikrostruktura PM oceli Vanadis 6 po zařazení DCT (-196 °C / 4 hod) mezi kalení a popouštění [25]

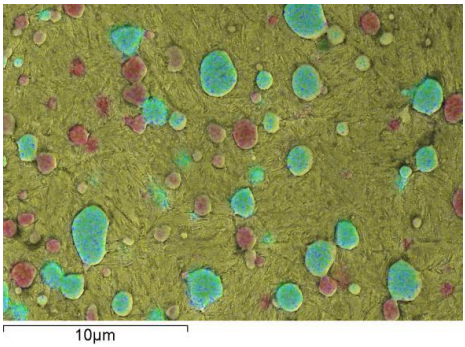
Struktura je tvořena popuštěným martenzitem a rovnoměrně rozloženými karbidy. Karbidy jsou dvou typů. Eutektické karbidy (ECs) jsou převážně vanadové a sekundární karbidy (SCs) jsou převážně chromové. K identifikaci karbidů byla použita EDS analýza. Kromě toho se ve struktuře vyskytují ve větší míře malé globulární karbidy SGCs (patrné na detailu vpravo).



Obr. 13 Množství malých globulárních karbidů ve struktuře oceli Vanadis 6 po různých způsobech tepelného zpracování [25]

Množství těchto karbidů bylo pro všechny sledované stavy kvantifikováno (Obr. 13). Stav po CHT je v tomto případě označen no-SZT. Z Obr. 13 je patrný výrazný nárůst počtu malých globulárních karbidů po zařazení CT mezi kalení a popouštění. V souladu s teoretickými předpoklady a výsledky na Obr. 13 byla zjištěna klesající rychlost opotřebení při použití CT pro PM ocel Vanadis 6. Tento pokles je výraznější po hlubokém než po mělkém CT **[25]** .

PM rychlořezné oceli Vanadis 23 a Vanadis 30 – bylo pomocí obrazového analyzátoru zjištěno velikostní rozdělení karbidických částic ve struktuře těchto ocelí po CHT (Tabulka 6) a v případě vložení DCT (-196 °C / 4 hod) mezi kalení a popouštění **[33].** Struktura (SEM) PM HS Vanadis 23 po DCT s barevně odlišenými karbidy je na Obr. 14, barevného odlišení karbidů bylo dosaženo použitím mixu EDS map. Zelenomodré karbidy jsou na bázi wolframu a molybdenu, převážně červené karbidy jsou na bázi vanadu.



Obr. 14 Struktura PM HS Vanadis 23 po DCT, SEM **[33]**

Vzhledem k tomu, že zásadní vliv na větší odolnost proti opotřebení po DCT ve srovnání s CHT u nástrojových ocelí by měly mít malé sekundární karbidy, jsou dále porovnány počty karbidů SCs o velikosti 1µm^2 (Tabulka 7) a uvedeny odpovídající hodnoty tvrdosti.

Tabulka 7 Počet karbidů do velikosti 1µm^2 ve struktuře PM HS Vanadis 23 a Vanadis 30 pro různé způsoby tepelného zpracování **[33]**

	CHT		**DCT**	
	počet SCs	HRC	počet SCs	HRC
Vanadis 23	181	61,5	252	61,1
Vanadis 30	193	63,0	215	62,8

Z tabulky je patrné, že ačkoliv se tvrdost pro obě PM HS v závislosti na použitém tepelném zpracování zásadně neliší, počet karbidů ve struktuře po DCT roste. Překvapivě výrazněji se tento efekt projevuje u bezkobaltové verze sledované oceli.

3 Závěr

V přednášce jsou charakterizovány perspektivní nástrojové oceli z hlediska chemického složení, primární metalurgie a vazby mezi tepelným zpracováním, strukturou a vlastnostmi, především pak odolností proti opotřebením. Obecně lze konstatovat následující.

- Odolnost proti opotřebení u nástrojových výrazně zlepšuje především obsah vanadu. Tvoří karbidy MC, které dosahují tvrdosti až 2800 HV a jsou stabilní až do teploty 1150 °C.
- Kobalt přispívá ke zpevnění matrice nástrojových ocelí, tím zvyšuje efektivní tvrdost, která dále zlepšuje odolnost proti opotřebení. Měření tvrdosti matrice je však experimentálně obtížné vzhledem množství karbidů ve struktuře.
- U nástrojových ocelí vyrobených konvenční metalurgií špatné protváření výrazně ovlivňuje pevnost v tříbodovém ohybu, která se pro tyto oceli používá pro hodnocení houževnatosti.
- Jemnější a rovnoměrné rozložení karbidů u nástrojových ocelí vyrobených práškovou metalurgií zvyšuje jejich houževnatost a odolnost proti únavě. Tyto oceli jsou méně náchylné k přehřátí ve srovnání s ocelemi vyrobenými konvenční metalurgií.
- Kryogenní zpracování se u nástrojových ocelí používá pro snížení nežádoucího obsahu zbytkového austenitu, který je v jejich struktuře přítomen díky vysokému obsahu legujících prvků.
- Kryogenní zpracování u nástrojových ocelí způsobuje precipitaci velmi jemných karbidů ve struktuře. Superpozice obou dějů pak vede ke změně vlastností, jakými jsou tvrdost, houževnatost, odolnost proti opotřebení a rozměrová stabilita.
- Kryogenní zpracování je pro nástrojové oceli perspektivní. Pro každou ocel je však třeba hledat vhodné parametry tohoto zpracování a to z hlediska požadovaných vlastností i vlastní aplikace v praxi.

4 Bibliografie s vyznačením publikovaných prací autorky

[1] JURČI, P. *Nástrojové oceli ledeburitického typu*. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009, 221 s. ISBN 978-80-01-04439-1.

[2] MACEK, K., J. JANOVEC, P. JURČI a P. ZUNA *Kovové materiály*. Vyd.1. Praha: Česká technika-nakladatelství ČVUT, 2006. ISBN 80-101-3513-1.

[3] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. Brno: CERM, 1999. ISBN 80-720-4130-4.

[4] HAWRYLUK, M. Review of selected methods of increasing the life of forging tools in hot die forging processes. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2016, **16**(4), 845-866. DOI: 10.1016/j.acme.2016.06.001. ISSN 16449665. Dostupné také z: http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1644966516300486

[5] AKINCIOğLU, S., H. GÖKKAYA a İ. UYGUR A review of cryogenic treatment on cutting tools. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015, **78**(9-12), 1609-1627. DOI: 10.1007/s00170-014-6755-x. ISSN 0268-3768.

[6] XIE, F., X. YE, J. CHENG a L. SUN A Study on an Energy-saving and High-efficient Pack Boriding Technology for Tool and Die Steels. *Physics Procedia*. 2013, **50**, 76-81. DOI: 10.1016/j.phpro.2013.11.014. ISSN 18753892.

[7] PÉREZ, M., C. RODRÍGUEZ a F.J. BELZUNCE The Use of Cryogenic Thermal Treatments to Increase the Fracture Toughness of a Hot Work Tool Steel Used to Make Forging Dies. *Procedia Materials Science*. 2014, **3**, 604-609. DOI: 10.1016/j.mspro.2014.06.100. ISSN 22118128.

[8] IQBAL, A., K. AL-GHAMDI a G. HUSSAIN Effects of tool life criterion on sustainability of milling. *Journal of Cleaner Production*. 2016, **139**, 1105-1117. DOI: 10.1016/j.jclepro.2016.08.162. ISSN 09596526.

[9] SUCHÁNEK, J. Možnosti zvýšení životnosti nástrojů pro plošné tváření. *TriboTechnika*. Žilina: Techpark, 2012, **2012**(3), 58-62. ISSN 13380524.

[10] DE VOS, P. Proces obrábění kovů-životnost nástrojů: Příručka pro technology. *MM Průmyslové spektrum*. 2012, (20127), 58.

[11] JURČI, P., J. SOBOTOVÁ a J. CEJP Effect of Sub-zero Treatment on Mechanical Properties of Vanadis 6 PM Ledeburitic Tool Steel. In: *Metal 2010 - 19th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings*. Ostrava: Tanger Ltd., 2010, s. 518-523. ISBN 978-80-87294-17-8.

[12] SOBOTOVÁ, J., P. JURČI a J. CEJP Structure and Properties of Sub-zero Processed Vanadis 6. In: *Metal 2011 - 20 th Anniversery International Conference on Metallurgy and Materials*. Ostrava: Tanger Ltd., 2011, s. 672-677. ISBN 978-80-87294-22-2.

[13] SOBOTOVÁ, J., P. BÍLEK, P. JURČI a M. DOMÁNKOVÁ Vliv tepelného zpracování na strukturní změny Cr-V ledeburitické PM oceli. In: *12.konference Přínos metalografie pro řešení výrobních problémů*. Praha: ČVUT v Praze, Fakulta strojní a

Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., 2011, s. 55-58. ISBN 978-80-01-04822-1.

[14] JURČI, P., J. SOBOTOVÁ a P. SALABOVÁ Sub-zero Treatment of P/M Vanadis 6 Ledeburitic Steel. *International Heat Treatment and Surface Engineering*. 2013, **7**(3).

[15] JURČI, P., M. KUSÝ, M. DOMÁNKOVÁ a J. SOBOTOVÁ Tempering Response of Sub-zero Processed Cr-V Ledeburitic Steel Vanadis 6. In: *METAL 2013 - 22nd International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings*. Ostrava: Tanger Ltd., 2013, s. 651-656. ISBN 978-80-87294-39-0.

[16] SOBOTOVÁ, J., J. CEJP a P. JURČI Structure and Properties of Sub-zero Processed Ledeburitic Steels. In: *Metal 2013 - 22 nd International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings*. Ostrava: Tanger Ltd., 2013, s. 657-662. ISBN 978-80-87294-39-0.

[17] SOBOTOVÁ, J., P. JURČI, J. ADÁMEK a D. JENKO Diagnostics of the Microstructural Changes in Sub-zero Processed Vanadis 6 P/M Ledeburitic Tool Steel. *Materials and technology*. 2013, **47**(1), 93-98.

[18] BÍLEK, P., J. SOBOTOVÁ a P. JURČI Evaluation of the Microstructural Changes in Cr-V Ledeburitic Steels Depending on the Austenitization Temperature. *Materials and technology*. 2011, **45**(5), 489-493.

[19] SOBOTOVÁ, J., M. KUŘÍK a J. CEJP Influence of Heat Treatment Conditions on Properties of High-Speed P/M Steel Vanadis 30. *Key Engineering Materials*. 2015, **647**, 17-22. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.647.17. ISSN 1662-9795.

[20] SOBOTOVÁ, J., M. KUŘÍK, Z. KOLÁŘ a P. PRIKNEROVÁ Effect of Conditions of Cryogenic Treatment on the Properties of the Selected Tool Steels for Cold Work. In: *3th International Conference on Heat Treatment and Surface Engineering in Automotive Applications*. Čerčany: Asociace pro tepelné zpracování kovů, 2016. ISBN 978-80-904462-9-8.

[21] KUŘÍK, M., J. LACZA, T. VLACH a J. SOBOTOVÁ Study of the Properties and Structure of the Selected Tool Steels for Cold Work Depending on the Parameters of Heat Treatment. In: *3th International Conference on Heat Treatment and Surface Engineering in Automotive Applications*. Čerčany: Asociace pro tepelné zpracování kovů, 2016. ISBN 978-80-904462-9-8.

[22] SOBOTOVÁ, J., M. KUŘÍK, S. KRUM a J. LACZA Effect of Sub-zero Treatment on the Wear Resistance of P/M Tool Steels. In: *Design and Production 2016*. Berlin, 2016.

[23] KRUM, S., J. SOBOTOVÁ a P. JURČI Effect of Heat Treatment on the Microstructure and properties of Cr-V Ledeburitic Steel. *Materials and technology*. 2010, **44**(3), 157-161. ISSN 1580-2949.

[24] JURČI, P., M. DOMÁNKOVÁ a J. SOBOTOVÁ Microstructure and hardness of sub-zero treated and no tempered P/M Vanadis 6 ledeburitic tool steel. *Vacuum*. 2015, **111**, 92-101. DOI: 10.1016/j.vacuum.2014.10.004. ISSN 0042207x.

[25] SOBOTOVA, J., P. JURCI a I. DLOUHY The effect of subzero treatment on microstructure, fracture toughness, and wear resistance of Vanadis 6 tool steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, **652**, 192-204. DOI: 10.1016/j.msea.2015.11.078. ISSN 09215093.

[26] SÝKORA, J. *Vliv tepelného zpracování na užitné vlastnosti materiálů na nástroje pro tváření za tepla*. Praha, 2012. Bakalářská práce. České vysoké učení technické v Praze, F. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

[27] KUKSENKO, Y. *Vliv tepelného zpracování na užitné vlastnosti nástrojové oceli X210Cr12*. Praha, 2015. Bakalářská práce. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta strojní. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

[28] ŠPLÍCHAL, V. *Vliv tepelného zpracování na odolnost proti opotřebení P/M rychlořezné oceli Vanadis 30*. Praha, 2015. Bakalářská práce. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta strojní. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

[29] RYBÁK, T. *Vliv tepelného zpracování na odolnost proti opotřebení P/M ledeburitické nástrojové oceli Vanadis 6*. Praha, 2015. Bakalářská práce. České vysoké učení technické v Praze, fakulta strojní. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

[30] BÍLEK, P. *Kvantifikace strukturních změn v chrom-vanadové ledeburitické oceli v závislosi na teplotě austenitizace*. Praha, 2011. Diplomová práce. České vysoké učení technické v Praze. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

[31] CELBA, P. *Kvantifikace lomových ploch oceli Vanadis 6 v závislosti na tepelném zpracování*. Praha, 2012. Diplomová práce. ČVUT v Praze, Fakulta strojní. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

[32] KUŘÍK, M. *Vliv tepelného zpracování na strukturu a mechanické vlastnosti P/M rychlořezné oceli Vanadis 30*. Praha, 2014. Diplomová práce. České vysoké učení v Praze, Fakulta strojní. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

[33] LACZA, J. *Vliv chemického složení a parametrů tepelného zpracování na vlastnosti a strukturu vybraných P/M rychlořezných ocelí*. Praha, 2016. Diplomová práce. ČVUT v Praze, Fakulta strojní. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

[34] VLACH, T. *Vliv způsobu tepelného zpracování PM rychlořezných ocelí Vanadis 23 a Vanadis 30 na odolnost proti opotřebení při teplotě 500°C*. Praha, 2016. Diplomová práce. České vysoké učení technické v praze, Fakulta strojní. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

[35] ČSN EN 10027-1. *Systém označování ocelí: Část 1:Stavba značek ocelí*. Český normalizační institut, 2006.

[36] ČSN EN 10027-2. *Systémy označování ocelí: Část 2:Systém číselného označování*. Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a zkušebnictví, 2016.

[37] *ČSN EN 10020: Definice a rozdělení ocelí*. Praha: Český normalizační institut, 2001.

[38] PŘIBIL, E., A. ENGST a V. EICHLER *Nástrojové oceli Poldi a jejich použití: 1.díl*. Praha: SNTL-Nakladatelství technické literatury, 1986.

[39] High-Speed Tool Steels. DAVIS, J.R. a S.R. LAMPMAN *ASM handbook: Machining*. 9th editon. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 1989, s. 51-59. ISBN 978-087-1700-223.

[40] KRAUS, V. *Tepelné zpracování a slinování*. 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013, 270 s. ISBN 978-80-261-0260-1.

[41] Nástrojové oceli vyráběné práškovou metalurgií. *Http://www.bolzano.cz/* [online]. Kladno: Bohdan Bolzano s.r.o., 2016 [cit. 2016-11-07]. i

[42] OPPENKOWSKI, A., S. WEBER a W. THEISEN Evaluation of factors influencing deep cryogenic treatment that affect the properties of tool steels. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010, **210**(14), 1949-1955. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.07.007. ISSN 09240136.

[43] DAS, D., R. SARKAR, A. DUTTA a K. RAY Influence of sub-zero treatments on fracture toughness of AISI D2 steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2010, **528**(2), 589-603. DOI: 10.1016/j.msea.2010.09.057. ISSN 09215093. D

[44] *ČSN EN ISO 643 Ocel - Mikrografické stanovení velikosti zrna*. CEN, 2013.

[45] MOON, H.K., K.B. LEE a H. KWON Influences of Co addition and austenitizing temperature on secondary hardening and impact fracture behavior in P/M high speed steels of W–Mo–Cr–V(–Co) system. *Materials Science and Engineering: A*. 2008, **474**(1-2), 328-334. DOI: 10.1016/j.msea.2007.04.014. ISSN 09215093.

[46] GODEC, M., B. BATIČ, D. MANDRINO a A. NAGODE Characterization of the carbides and the martensite phase in powder-metallurgy high-speed steel. *Materials Characterization*. 2010, **61**(4), 452-458. DOI: 10.1016/j.matchar.2010.02.003. ISSN 10445803.

[47] JAKUBÉCZYOVÁ, D., M. FÁBEROVÁ a R. BUREŠ Mechanické vlastnosti práškových kobaltových rýchlorezných ocelí. In: *11.mezinárodní konference metalurgie a materiálů, 14.-16.5.2002, Hradec nad Moravicí*. Ostrava: Tanger, 2002. ISBN 80-85988-73-9.

[48] Heat treatment of tool steel. *UDDEHOLM* [online]. Germany: UDDEHOLMS AB, 2012 Dostupné z:http://www.uddeholm.com/files/heattreatment-english.pdf

[49] KALSI, N., R. SEHGAL a V. SHARMA Cryogenic Treatment of Tool Materials: A Review. *Materials and Manufacturing Processes*. 2010, **25**(10), 1077-1100. DOI: 10.1080/10426911003720862. ISSN 1042-6914.

[50] GILL, S., J. SINGH, R. SINGH a H. SINGH Metallurgical principles of cryogenically treated tool steels—a review on the current state of science. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2011, **54**(1-4), 59-82. DOI: 10.1007/s00170-010-2935-5. ISSN 0268-3768.

[51] STRATTON, P.F. Optimising nano-carbide precipitation in tool steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2007, **449-451**, 809-812. DOI: 10.1016/j.msea.2006.01.162. ISSN 09215093.

5 Odborné CV autorky

Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

Datum narození: 23.10.1961
Kontakt: 605 769 756, jana.sobotova@fs.cvut.cz

Vzdělání:

2002 - 2009	ČVUT v Praze, Fakulta strojní, Ph.D. - Materiálové inženýrství
1981 - 1985	tamtéž, Ing. – Strojírenská technologie/Nauka o materiálu

Pracovní zkušenosti:

2000 – dosud	ČVUT v Praze, Fakulta strojní, Ústav materiálového inženýrství, odborný asistent, od 1.2. 2015 zástupkyně vedoucího ústavu
1997 – 2000	Asociace pro tepelné zpracování kovů, sekretář
1985 – 1996	Státní výzkumný ústav materiálu, výzkumný pracovník, výzkum a diagnostika v oblasti tepelného zpracování

Odborné zaměření:
Kovové materiály, tepelné zpracování kovů

Pedagogická praxe:
Přednášky a cvičení v bakalářském studiu: Nauka o materiálu, Tepelné zpracování, Technické aplikace materiálů, Seminář pro materiálové inženýrství
Přednášky a cvičení v navazujícím magisterském studiu: Fyzikální metalurgie, Materiálové inženýrství, Projekt 1, Projekt tepelného zpracování
Vedoucí obhájených 22 bakalářských a diplomových prací
Školitel specialista 3 doktorských prací
Autor vysokoškolských skript
Zavedení dvou nových předmětů: Tepelné zpracování, Projekt tepelného zpracování

Prestižní vědecké publikace:
4 články v impaktovaném časopise
3 články v mezinárodním recenzovaném časopise
6 příspěvků na mezinárodní konferenci ve sborníku