

**ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI**  
**FAKULTA STROJNÍ**

**Studijní program:** N0715A270014 - Materiálové inženýrství a výrobní technologie

**Studijní specializace:** Bez specializace

**DIPLOMOVÁ PRÁCE**

**Vývoj zpracování vysokolegované nástrojové oceli  
v semi-solid stavu**

**Autor:** Bc. Kateřina OPATOVÁ

**Vedoucí práce:** Dr.-Ing. Hana JIRKOVÁ, Ph.D.

Akademický rok 2020/2021

# ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

Fakulta strojní

Akademický rok: 2020/2021

## ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení: **Bc. Kateřina OPATOVÁ**  
Osobní číslo: **S19N0069K**  
Studijní program: **N0715A270014 Materiálové inženýrství a výrobní technologie**  
Studijní obor: **Materiálové inženýrství a výrobní technologie**  
Téma práce: **Vývoj zpracování vysokolegované nástrojové oceli v semi-solid stavu**  
Zadávací katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

### Zásady pro vypracování

1. Literární rešerše
  - a) Vysokolegované nástrojové oceli: konvenční a práškové oceli
  - b) Tepelné zpracování nástrojových ocelí
  - c) Zpracování v semi-solid stavu
  - d) Možnosti zlepšení odolnosti vůči opotřebení nástrojů pro obrábění
  - e) Zkoušky opotřebení – používané metody
2. Experimentální program
  - a) Analýza výchozího stavu
  - b) Zpracování s přechodem přes semi-solid stav
  - c) Metalografická analýza získaných struktur
  - d) Vývoj vhodné geometrie vyměnitelné břitové destičky
  - e) Zkoušky opotřebení (zkoušky obrábění)
3. Diskuze výsledků
4. Závěr

Rozsah diplomové práce: **50-60 stran**  
Rozsah grafických prací: **fotodokumentace, obrázky**  
Forma zpracování diplomové práce: **tištěná/elektronická**

Seznam doporučené literatury:

PÜTTGEN, W., B. HALLSTEDT, W. BLECK a P. J. UGGOWITZER. *On the microstructure formation in chromium steels rapidly cooled from the semi-solid state*. Acta Materialia. 2007, 55(3), 1033-1042. ISSN 13596454. Dostupné z: doi:10.1016/j.actamat.2006.09.021

MENG, Y., SUGIYAMA, S., YANAGIMOTO, J. *Microstructural evolution during partial melting and semisolid forming behaviors of two hot-rolled Cr-V-Mo tool steels*. Journal of Materials Processing Technology. 2015, 225, 203-212. ISSN 09240136. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmatprotec.2015.05.031

TOBOŁA, D., BROSTOW, W., CZECHOWSKI, K., RUSEK, P. *Improvement of wear resistance of some cold working tool steels*. Wear. 2017, 382-383, 29-39. ISSN 00431648. Dostupné z: doi:10.1016/j.wear.2017.03.023]

KIM, H., KANG, J. Y., SON, D., LEE, T. H., CHO, K. M. *Evolution of carbides in cold-work tool steels*. Materials Characterization. 2015, 107, 376-385. ISSN 10445803. Dostupné z: doi:10.1016/j.matchar.2015.08.001.

JIRKOVÁ, H., AIŠMAN, D., SEN, I., WAGNER, M.F., BEHÚLOVÁ, M., KUSÝ, M., MAŠEK, B. *Mini-thixoforming of a Steel Produced by Powder Metallurgy*. Solid State Phenomena, 2013. s. 500-505. ISBN: 978-3-03785-481-5, ISSN: 1012-0394

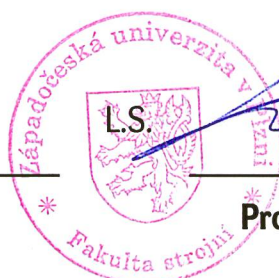
AIŠMAN, D., RUBEŠOVÁ, K., MIKMEKOVÁ, Š. *Mini-thixoforming of High-Alloyed CPM REX 121 Steel*. Advanced Materials Research. 2014, 887-888(May 2016), 1156-1160. ISSN 10226680. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.887-888.1156

Vedoucí diplomové práce: **Dr. Ing. Hana Jirková, Ph.D.**  
Regionální technologický institut

Konzultant diplomové práce: **Doc. Ing. Ludmila Kučerová, Ph.D.**  
Regionální technologický institut

Datum zadání diplomové práce: **6. října 2020**  
Termín odevzdání diplomové práce: **28. května 2021**

  
**Doc. Ing. Milan Edl, Ph.D.**  
děkan



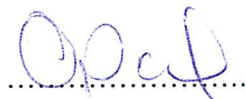
  
**Prof. Dr. Ing. Antonín Kříž, IWE**  
vedoucí katedry

## Prohlášení o autorství

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě diplomovou práci, zpracovanou na závěr studia na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji, že jsem tuto diplomovou práci vypracoval samostatně, s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených v seznamu, který je součástí této diplomové práce.

V Plzni dne: 28.5.2021



podpis autora

## ANOTAČNÍ LIST DIPLOMOVÉ PRÁCE

<b>AUTOR</b>	Bc. Opatová		Kateřina
<b>STUDIJNÍ PROGRAM</b>	N0715A270014 - Materiálové inženýrství a výrobní technologie		
<b>VEDOUCÍ PRÁCE</b>	Dr.- Ing. Jirková, Ph.D.		Hana
<b>PRACOVISŤE</b>	ZČU - FST - KMM		
<b>DRUH PRÁCE</b>	<b>DIPLOMOVÁ</b>	<del>BAKALÁŘSKÁ</del>	<b>Nehodící se škrtněte</b>
<b>NÁZEV PRÁCE</b>	Vývoj zpracování vysokolegované nástrojové oceli v semi-solid stavu		

<b>FAKULTA</b>	strojní	<b>KATEDRA</b>	KMM	<b>ROK ODEVZD.</b>	2021
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

### POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

<b>CELKEM</b>	72	<b>TEXTOVÁ ČÁST</b>	65	<b>GRAFICKÁ ČÁST</b>	7
---------------	----	---------------------	----	----------------------	---

<p><b>STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK)</b></p> <p><b>ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY</b></p>	<p>Diplomová práce se zabývá zpracováním experimentální vysokolegované nástrojové oceli v semi-solid stavu. Pro dosažení požadovaných mechanických vlastností bylo nutné navrhnout a odzkoušet různé parametry tepelného a mechanického zpracování. Výsledky byly metalograficky analyzovány. Bylo provedeno hodnocení rozložení legujících prvků v mikrostruktuře, měření tvrdosti a další. Pro hodnocení užitečných vlastností materiálu po zpracování byly z vybraných vzorků vyrobeny břitové destičky, které byly testovány na opotřebení během soustružení.</p>
<p><b>KLÍČOVÁ SLOVA</b></p> <p><b>ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE</b></p>	<p>Nástrojové oceli, semi-solid, vysokolegované oceli, karbidy, VBD.</p>

## SUMMARY OF DIPLOMA SHEET

<b>AUTHOR</b>	Bc. Opatová		Kateřina	
<b>STUDY PROGRAMME</b>	N0715A270014 - Materials Engineering and Manufacturing Technologies			
<b>SUPERVISOR</b>	Dr.-Ing. Jirková, Ph.D.		Hana	
<b>INSTITUTION</b>	ZČU - FST - KMM			
<b>TYPE OF WORK</b>	<b>DIPLOMA</b>	<b>BACHELOR</b>	<b>Delete when not applicable</b>	
<b>TITLE OF THE WORK</b>	Development of processing of high-alloy tool steel in semi-solid state			

<b>FACULTY</b>	Mechanical Engineering	<b>DEPARTMENT</b>	Materials and engineering metallurgy	<b>SUBMITTED IN</b>	2021
----------------	------------------------	-------------------	--------------------------------------	---------------------	------

### NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

<b>TOTALLY</b>	72	<b>TEXT PART</b>	65	<b>GRAPHICAL PART</b>	7
----------------	----	------------------	----	-----------------------	---

<b>BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS</b>	The diploma thesis deals with the processing of experimental high-alloy tool steel in a semi-solid state. To achieve the required mechanical properties, it was necessary to design and test various parameters of thermal and mechanical treatment. The results were metallographically analysed. Evaluation of the distribution of alloying elements in the microstructure, hardness measurement and another analyses were performed. To evaluate the cutting properties of the material after processing, inserts were made from selected samples, which were tested for wear during turning.
<b>KEY WORDS</b>	Tool steels, semi-solid, high-alloyed steels, carbides, inserts.

## Poděkování

Autorka děkuje vedoucí diplomové práce Dr.-Ing. Haně Jirkové, Ph.D. za odborné vedení a cenné rady při zpracování diplomové práce. Konzultantce diplomové práce Doc. Ing. Ludmile Kučerové, Ph.D. za rady a konzultace v oblasti vývoje mikrostruktury během semi-solid zpracování a jejího hodnocení. Dále pak Regionálnímu technologickému institutu za poskytnutí zařízení, výrobu vzorků a pomoc při provádění termomechanického a tepelného zpracování, mikrostrukturního hodnocení a pomoc při realizaci testů opotřebení obráběním.

Tato práce byla podpořena Studentskou grantovou soutěží v rámci projektu SGS-2019-019 „Materiálově-technologický výzkum moderních vysocepevných ocelí“.

## Obsah

Přehled použitých zkratk a symbolů.....	9
Seznam obrázků .....	10
Seznam tabulek .....	11
1. Nástrojové oceli.....	12
1.1. Nástrojové oceli pro práci za studena .....	13
1.2. Výroba nástrojových ocelí práškovou metalurgií.....	14
1.3. Vliv legujících prvků na vlastnosti nástrojových ocelí .....	14
1.3.1. Vliv uhlíku .....	15
1.3.2. Vliv manganu .....	15
1.3.3. Vliv chromu.....	15
1.3.4. Vliv molybdenu.....	15
1.3.5. Vliv wolframu .....	15
1.3.6. Vliv vanadu .....	16
1.4. Tepelné zpracování nástrojových ocelí .....	16
2. Hodnocení mikrostruktury nástrojových ocelí.....	21
3. Zpracování materiálů v semi-solid stavu .....	22
3.1. Klady a zápory semi-solid zpracování.....	23
3.2. Zpracování těžko-tvařitelných materiálů v semi-solid stavu.....	24
3.2.1. Volba intervalu teplot pro zpracování v semi-solid stavu .....	25
4. Možnosti zlepšení odolnosti vůči opotřebení nástrojů pro obrábění.....	27
5. Teorie zkoušení opotřebení břitů nástrojů obráběním.....	29
6. Úvod do experimentálního programu.....	31
6.1. Použité metody vyhodnocení.....	32
7. Analýza výchozího stavu experimentálního materiálu.....	33
8. Zpracování oceli KK s přechodem přes semi-solid stav.....	36
8.1. Určení materiálových vlastností experimentální oceli KK.....	36
8.1.1. Určení materiálových vlastností v software JMatPro.....	36
8.1.2. Experimentální určení materiálových vlastností .....	38
8.2. Semi-solid zpracování oceli KK a její metalografické hodnocení.....	39
8.2.1. První fáze semi-solid zpracování – zjištění ideální teploty ohřevu a kalícího média.....	40
8.2.2. Druhá fáze semi-solid zpracování – optimalizace parametrů zpracování na teplotě 1260 °C a vícenásobná deformace .....	46
8.2.3. Třetí fáze semi-solid zpracování – tepelné zpracování materiálu tvářeného v semi-solid stavu	50
9. Teorie návrhu tvaru vyměnitelné břitové destičky a její výroba.....	57



9.1.	Výroba vyměnitelné břitové destičky z experimentálního materiálu .....	57
9.1.1.	Elektroerozivní obrábění vyměnitelné břitové destičky.....	58
9.1.2.	Broušení utvařeče třísky na vyměnitelné břitové destičce .....	58
10.	Zkoušení opotřebení břitových destiček z oceli KK .....	60
11.	Diskuse výsledků.....	67
12.	Závěr .....	69
13.	Literatura.....	70

## Přehled použitých zkratk a symbolů

A <sub>1</sub>	Eutektoidní teplota
A <sub>3</sub>	křivka vymezující dolní hranici oblasti stability austenitu při obsahu uhlíku nižším než 0,8%. Při ochlazování se při překročení této čáry začíná z austenitu vylučovat ferit
A <sub>C3</sub>	Teplota počátku transformace na austenit při zvyšující se teplotě
BSE	Režim zobrazení ve skenovacím elektronovém mikroskopu - zpětně odražené elektrony
CCT	Diagram anizotermického rozpadu austenitu
EBDS	Fázová analýza
EDS	Energeticky disperzní rentgenová spektroskopie pro určení rozložení legujících prvků
HSS	Rychlořezné oceli - high speed steel
HV	Tvrdost dle Vickerse
KT	Hloubka žlábků opotřebení čela
M-A	Základní matrice struktury tvořená martenzitem se stabilizovaným zbytkovým austenitem
M <sub>f</sub>	Teplota martenzit finiš – konec martenzitické transformace
M <sub>s</sub>	Teplota martenzit start - počátek martenzitické transformace
RA	Zbytkový austenit - retained austenite
R <sub>a</sub>	Střední aritmetická úchylka profilu
R <sub>z</sub>	Výška nerovnosti profilu určená z 10 bodů
SE	Režim zobrazení ve skenovacím elektronovém mikroskopu - sekundární elektrony
SEM	Skenovací elektronový mikroskop
SM	Světelný mikroskop
STEM	Transmisní mód zobrazení tenkých vzorků ve skenovacím elektronovém mikroskopu
TTT	Diagram izotermického rozpadu austenitu
TZ	Tepelné zpracování
V <sub>B</sub>	Průměrná hodnota opotřebení,
V <sub>Bc</sub>	Opotřebení hřbetu v oblasti špičky
VBD	Vyměnitelná břitová destička
V <sub>Bmax</sub>	Maximální hodnota opotřebení na hřbetu
V <sub>BN</sub>	Opotřebení za zpevněnou částí hřbetu
VR	Radiální opotřebení špičky

## Seznam obrázků

Obrázek 1: Tvrdost jako funkce obsahu uhlíku pro různé mikrostruktury získané po austenitizaci uhlíkových ocelí [1].....	13
Obrázek 2: Schéma obvyklého tepelného zpracování nástrojových ocelí s následným vytvrzením. U různých ocelí se vyskytují modifikace v podobě stupňovitého předehřevu, odstranění zbytkového austenitu pomocí kryogenního zpracování atp. [1]. .....	17
Obrázek 3: Mikrostruktura nástrojové oceli po žhání na měkko a sferoidizaci karbidů [1]. .....	17
Obrázek 4: Tepelné zpracování nástrojových ocelí po získání výsledného tvaru, pro dosažení požadovaných mechanických vlastností a mikrostruktury [1]. .....	18
Obrázek 5: Sekundární tvrdost způsobená precipitací karbidů vanadu [1]. .....	20
Obrázek 6: Schéma zpracování v semi-solid stavu - ohřev materiálu nad teplotu solidu; tváření materiálu v částečně nataveném stavu; tepelné zpracování.....	23
Obrázek 7: Princip tváření v semi-solid stavu - ztráta viskozity způsobená částečným natavením materiálu, ve kterém zůstávají tvrdé globulární částice pohybující se v měkké matici. ....	23
Obrázek 8: Ocelové díly vyrobené zpracováním v semi-solid stavu [24].....	24
Obrázek 9: Rozdíl mezi přímým procesem zpracování - Rheo-procesem - a zpracováním s ochlazením materiálu na pokojovou teplotu po odlévání - Tixo-procesem. ....	25
Obrázek 10: Závislost podílu tekuté fáze na teplotě ohřevu pro různé typy nástrojových ocelí stanovená pomocí software JMatPro [28]. .....	26
Obrázek 11: Příklad časové mapy opotřebení břitu [29]. .....	29
Obrázek 12: Graf průběhu opotřebení břitu destičky [29]. .....	30
Obrázek 13: Mikrostruktura výchozího stavu experimentální oceli KK a EDS analýza pro zjištění typů karbidů.....	34
Obrázek 14: Mikrostruktura oceli KK po homogenizačním žhání a dokumentace oduhličené vrstvy po tomto zpracování. ....	35
Obrázek 15: Diagramy anizotermického a izotermického rozpadu austenitu pro experimentální ocel KK vypočítané v software JMatPro. ....	36
Obrázek 16: Výpočet závislosti podílu tekuté fáze na teplotě experimentální oceli KK pro určení počátečních parametrů zpracování. ....	37
Obrázek 17: Fázové složení oceli KK při daných teplotách s variací uhlíku. ....	38
Obrázek 18: Vliv doby výdrže na mikrostrukturu oceli KK. ....	39
Obrázek 19: Návrh zpracování oceli KK v semi-solid stavu bez následného tepelného zpracování. ...	41
Obrázek 20: Zpracování oceli KK v semi-solid stavu při teplotě 1220 °C. ....	42
Obrázek 21: Zpracování oceli KK v semi-solid stavu při teplotě 1280 °C. ....	43
Obrázek 22: Zpracování oceli KK v semi-solid stavu při teplotě 1240 °C. ....	44
Obrázek 23: Detail mikrostruktur oceli KK po zpracování při 1240 °C s přímým kalením do vody a s jednonásobnou vloženou deformací a kalením do vody. ....	44
Obrázek 24: Zpracování oceli KK v semi-solid stavu při teplotě 1260 °C. ....	45
Obrázek 25: Mikrostruktura oceli KK po zpracování při 1260 °C s vloženou deformací a kalením do vody zobrazená pomocí řádkovacího elektronového mikroskopu. ....	46
Obrázek 26: EDS analýza oceli KK po zpracování při 1260 °C s vloženou jednonásobnou deformací a po kalení ve vodě.....	46
Obrázek 27: Mikrostruktura oceli KK po ohřevu na teplotu semi-solid zpracování a kalení do oleje o teplotě 80 °C.....	48
Obrázek 28: Mikrostruktura oceli KK po ohřevu na teplotu zpracování v semi-solid stavu a kalení do 15 % roztoku polymeru s vodou.....	49
Obrázek 29: Mikrostruktura oceli KK po ohřevu na teplotu semi-solid zpracování, dvojnásobné deformaci a kalení do vody. ....	49
Obrázek 30: Chemické složení jednotlivých typů karbidů v oceli KK po zpracování na 1260 °C s dvojnásobnou deformací a kalením do vody.....	50

Obrázek 31: Schématické zobrazení režimů zpracování ve třetí fázi testování. ....	51
Obrázek 32: Režim zpracování s přidáním kalení do vody po dobu 3 s po kroku výdrže na semi-solid teplotě a deformací na teplotě kování 1100 °C. Režimy s označením VBD1 a VBD2 pro následnou výrobu vyměnitelných břitových destiček.....	52
Obrázek 33: Mikrostruktura oceli KK po ohřevu na teplotu semi-solid zpracování, zakalení do vody, výdrži na teplotě 1100 °C, vložení deformace, kalení do vody a popouštění. ....	53
Obrázek 34: Režim zpracování s kalením do polymeru po deformaci vložené na kovací teplotě 1100 °C. Označení režimu VBD3 .....	54
Obrázek 35: Režim zpracování s krátkým zakalením do vody, zpracováním na kovací teplotě 1100 °C, kalením ve vodě na RT a následným popouštěním na 500 °C po dobu 2 hod. Označení režimu VBD4. ....	54
Obrázek 36: Vysokolegovaná nástrojová ocel vyrobená práškovou metalurgií určená pro práci za studena Böhler K390 Microclean.....	55
Obrázek 37: Mikrostruktura referenčního vzorku z konvenčně vyráběné práškové oceli Böhler K390. Označení režimu VBDK390 .....	56
Obrázek 38: Parametry tvaru břitové destičky, které je nutné zvážit během jejího návrhu - velikost, úhel špičky břitové destičky, poloměr zaoblení břitové destičky [31]. ....	57
Obrázek 39: a) schéma principu elektroerozivního obrábění; b) stroj pro elektroerozivní obrábění FANUC C600iB [42]. ....	58
Obrázek 40: Nástrojářská bruska pro přípravu utvařečů třísek na vyměnitelných břitových destičkách [43]. ....	59
Obrázek 41: Typ vyměnitelné břitové destičky, který byl předlohou pro VBD z experimentální oceli KK a oceli Böhler K390 Microclean.....	60
Obrázek 42: Výsledky testů opotřebení břitové destičky VBD1. ....	61
Obrázek 43: Popuštěná mikrostruktura destičky VBD1 po testech opotřebení. ....	61
Obrázek 44: Výsledky testů opotřebení břitové destičky VBD2. ....	62
Obrázek 45: Popuštěná a plasticky deformovaná mikrostruktura destičky VBD2 po testech opotřebení. ....	62
Obrázek 46: Výsledky testů opotřebení břitové destičky VBD3. ....	63
Obrázek 47: Popuštěná mikrostruktura destičky VBD3 po testech opotřebení. ....	64
Obrázek 48: Výsledky testů opotřebení břitové destičky VBD4. ....	64
Obrázek 49: Stabilní mikrostruktura destičky VBD4 bez plastické deformace a výrazných trhlin po testech opotřebení.....	65
Obrázek 50: Výsledky testů opotřebení břitové destičky VBDK390.....	65
Obrázek 51: Mikrostruktura destičky VBDK390 s oblastmi iniciace trhlin po testech opotřebení. ....	66

## Seznam tabulek

Tabulka 1: Rozdělení nástrojových ocelí do devíti základních skupin dle AISI [1]. ....	12
Tabulka 2: Chemické složení experimentální oceli KK a komerčně vyráběné práškové oceli Böhler K390 s korespondujícím chemickým složením [38]. ....	33
Tabulka 3: Souhrnné výsledky testů opotřebení břitových destiček z experimentální oceli KK a srovnávací oceli K390.....	66

## 1. Nástrojové oceli

Nástrojové oceli jsou určeny na nástroje pro tváření, stříhání, nebo jiné způsoby zpracování širokého spektra materiálů, jako jsou další kovy (železné i neželezné), plasty, nebo přírodní materiály, za účelem dosažení požadovaného tvaru a vlastností. Jedny z prvních nástrojových ocelí byly podobné běžným uhlíkovým ocelím. Teprve na konci 19. a na začátku 20. století začaly být používány vysokolegované nástrojové oceli, které měly výrazně lepší mechanické vlastnosti. V průběhu jejich testování byly postupně objeveny vlivy jednotlivých legujících prvků, jako je mangan, wolfram, molybden, vanad, nebo chrom, na celkové mechanické vlastnosti dané oceli. Současně s tím byla zlepšována kvalita a čistota ocelí obecně a oceli se stávaly jakostnějšími s vyšší opakovatelností výroby [1].

Nástrojové oceli se dělí do skupin dle jejich určení, a to na oceli pro kování, pro práci za studena, oceli pro lící formy, nebo vysokorychlostní obrábění. V každé skupině je řada ocelí, které se liší především chemickým složením tak, aby nejlépe splňovaly požadavky pro konkrétní určení. Mezi nejrozšířenější systém používaný pro značení a třídění nástrojových ocelí patří názvosloví vyvinuté Americkým institutem pro železo a ocel (American Iron and Steel Institute – AISI). Tento systém rozděluje nástrojové oceli na základě chemického složení, jejich aplikace a tepelného zpracování do devíti základních skupin (Tabulka 1). Mezi další často používané systémy rozdělení nástrojových ocelí patří také německý systém s označením DIN, nebo japonský JIS. Dle české normy ČSN 42 0002 se jako nástrojové oceli označují oceli třídy 19 [1, 2].

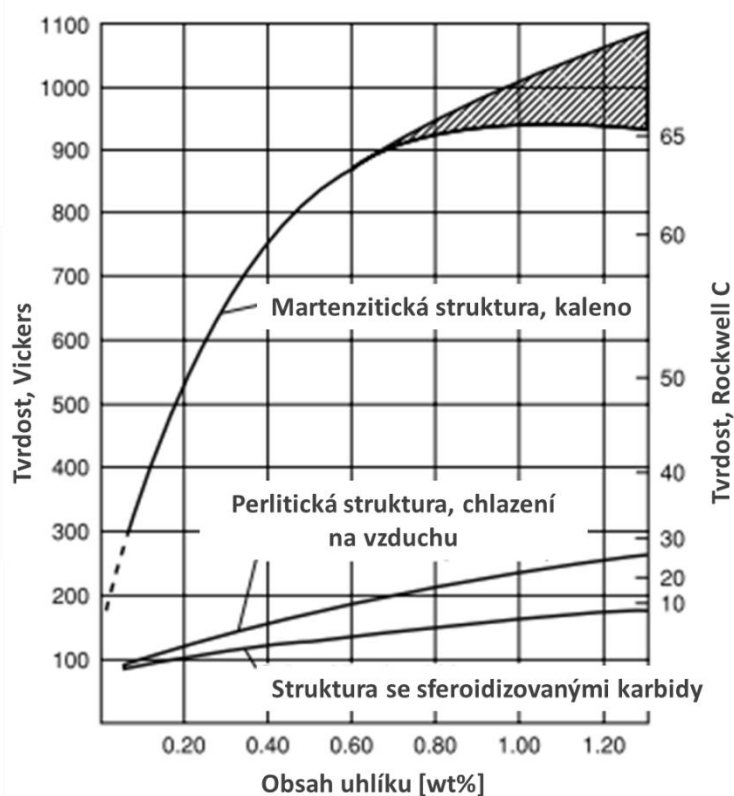
Tabulka 1: Rozdělení nástrojových ocelí do devíti základních skupin dle AISI [1].

Skupina	Symbol
Vodou kalitelné oceli	W
Oceli odolné proti rázům	S
Oceli pro práci za studena kalitelné v oleji	O
Vzduchem kalitelné oceli, středně legované oceli pro práci za studena	A
Vysokouhlíkové oceli, oceli s vysokým obsahem chromu pro práci za studena	D
Oceli pro slévárenské formy	P
Oceli pro práci za tepla s obsahem chromu, wolframu a molybdenu	H
Wolframové rychlořezné nástrojové oceli	T
Molybdenové rychlořezné nástrojové oceli	M

Nástrojové oceli je možné hodnotit jak z pohledu vlivu jejich vlastností na proces výroby finálních produktů z těchto ocelí, tak s ohledem na to, jaké vlastnosti jsou požadované během provozu finálního produktu. Pro bezproblémovou výrobu produktů z nástrojových ocelí je nutné zajistit přesné rozměry a geometrické tolerance těchto dílů. S ohledem na to, že ve vytvrzeném stavu je obrobiteľnost nástrojových ocelí velmi složitá, obrábí se obvykle ve stavu vyžíhaném na měkko a během tepelného zpracování již nesmí dojít k neočekávaným změnám geometrie součástí. Za stejných podmínek obvykle probíhají i další operace výroby. Mezi vlastnosti potřebné pro různé aplikace nástrojových ocelí patří především jejich konstantní tvrdost za daných podmínek (například za zvýšené teploty), velká pevnost v tlaku, oteřuvzdornost nebo dobrá odolnost proti únavovému praskání za tepla [1, 3, 4].

Z hlediska tvrdosti je hlavním faktorem obsah uhlíku v nástrojových ocelích. Na něm závisí vlastnosti celého materiálu s ohledem na jeho interakci s dalšími prvky tvořícími martenzit a ostatní strukturní složky zajišťující dostatečnou tvrdost (Obrázek 1). Tvrdost je nedůležitější charakteristikou nástrojových ocelí, neboť určuje jejich možnou aplikaci. Rovněž se na základě známé hodnoty tvrdosti dá předpovídat rozměrová stabilita nástroje. Naopak příliš vysoká tvrdost oceli může vést k negativnímu ovlivnění dalších vlastností, jako je houževnatost, odolnost proti otěru a dalším. S tvrdostí je úzce spojena kalitelnost nástrojových ocelí, která určuje, jaké tvrdosti a jaké hloubky prokalení je možné během tepleného zpracování dosáhnout [1].

Vzhledem k tomu, že experimenty budou probíhat na vysokolegované oceli určené pro práci za studena, bude dále podrobněji řešen tento typ ocelí. Experimentální materiál bude konvenčně odlit s chemickým složením založeným na oceli vyrobené práškovou metalurgií s komerčním označením Böhler K390 microclean. S touto ocelí budou v experimentální části rovněž srovnávány výsledky dosažené na experimentálním materiálu (mikrostruktura, mechanické vlastnosti, ořezuvzdornost a vlastnosti vyměnitelných břitových destiček během obrábění). Z obou materiálů budou vyrobeny vyměnitelné břitové destičky metodou konvenčního broušení na nástrojářské brusce a metodou nekonvenčního elektroerozivního obrábění.



Obrázek 1: Tvrdost jako funkce obsahu uhlíku pro různé mikrostruktury získané po austenitizaci uhlíkových ocelí [1].

## 1.1. Nástrojové oceli pro práci za studena

Tváření materiálů za studena, jako je válcování, lisování, hluboké tažení, ohýbání nebo protlačování se vyznačují vysokou rozměrovou přesností a dobrou kvalitou povrchu po tváření. Nástroje pro tyto způsoby tváření jsou vystaveny působení vysokých tlaků a tření, proto jsou

zde využívány pouze nástrojové oceli, které dosahují nejvyšších hodnot tvrdosti. Obvykle se jedná o oceli s komerčním označením dle AISI M2, M48 nebo H11, které mohou pracovat s provozními tlaky vyššími než 300 MPa. Všechny tyto oceli mají vysoký obsah uhlíku a legujících prvků, především chromu, molybdenu, wolframu a vanadu. Z důvodu vysokých obsahů legur jsou tyto oceli často vyráběny metodou práškové metalurgie, která zajistí homogenní disperzi chemických prvků bez velkých ostrohranných karbidů ve struktuře. Při aplikaci konvenčního lití by u těchto materiálů vznikala hrubá struktura se segregacemi chemických prvků a velkými karbidy, které by nemohly být odstraněny tepelným zpracováním a zhoršovaly by mechanické vlastnosti takového materiálu. Jejich odstranění je možné pouze mechanickým působením [1, 5, 6].

## 1.2. Výroba nástrojových ocelí práškovou metalurgií

Nástrojové oceli jsou vyráběny různými metodami, od konvenčního lití, přes práškovou metalurgii až k tzv. „spray“ procesu. Většina nástrojových ocelí je vyráběna v ochranných atmosférách elektrických pecí, které zajistí čistotu výsledného materiálu. Konvenční lití ocelí je ekonomicky výhodnější, než jejich výroba pomocí práškové metalurgie. Avšak v případě vysocelegovaných ocelí by konvenční lití vedlo k získání materiálu s hrubými primárními karbidy, a celkově nehomogenní mikrostrukturou s výrazným odmišením. Takové oceli jsou následně těžko tvařitelné, mají horší mechanické vlastnosti a špatně se obrábí. Z toho důvodu jsou vysokolegované nástrojové oceli obvykle vyráběny metodou práškové metalurgie. Tímto způsobem se vyrábí především oceli pro práci za studena i pro práci za tepla [1, 7].

Princip práškové metalurgie spočívá nejprve ve výrobě samotného prášku, kdy dojde k roztavení oceli s požadovaným chemickým složením. Natavený materiál je následně proudem plynu nebo kapaliny stříkán v malých kapkách do nádoby, kde je okamžitě ochlazen a částice materiálu sferiodizují v kovový prášek. Ten dopadá na dno nádoby. Tomuto procesu se říká atomizace. Prášek poté prochází různými operacemi, jako je čištění, sušení, žíhání a další. V posledním kroku výroby výsledného materiálu je sintrován a pomocí vysokého tlaku formován do požadovaných tvarů. Kladem této metody je fakt, že lze získat výsledný tvar takřka bez odpadního materiálu. Avšak pro výrobu prášků se obvykle používají čisté kovy, na rozdíl od klasického lití, kde je větší podíl recyklovaného materiálu [8].

Rychlé ochlazení a solidifikace spojená s procesem práškové metalurgie snižuje množství segregací ve struktuře materiálu a zajišťuje získání homogenní mikrostruktury, což vede ke zlepšení i dalších vlastností. Například rychlořezné oceli vyrobené práškovou metalurgií mají díky homogenní mikrostruktuře lepší brousitelnost, než stejné oceli konvenčně odlité [1, 8].

## 1.3. Vliv legujících prvků na vlastnosti nástrojových ocelí

Chemické složení nástrojových ocelí je faktor určující jejich výsledné vlastnosti a možnosti použití. Každý legující prvek v nástrojových ocelích (obvykle se jedná o wolfram, chrom, molybden nebo vanad) má specifický význam. Například u nástrojových ocelí pro práci za tepla s vysokým obsahem uhlíku a chromu je velmi důležité dosáhnout velmi vysoké rychlosti ochlazování a současně přesné kontroly tohoto procesu. Jeho nezvládnutí by vedlo k získání struktury se segregovanými karbidy v austenitické matici. Tyto segregace následně není možné odstranit teplem zpracováním, mohou být pouze částečně eliminovány mechanicky. Takové karbidy jsou navíc křehké a jejich rozmístění je nehomogenní. To vede k výraznému snížení houževnatosti a tím k omezení možností použití takového materiálu. Vysoký obsah legur v nástrojových ocelích rovněž způsobuje, že v případě konvenčního lití je v jejich struktuře nežádoucí eutektická strukturní složka. S ohledem na strukturu by tedy takové

materiály měly být klasifikovány jako bílé litiny, avšak z hlediska použití a názvosloví se hovoří o vysocelegovaných nástrojových ocelích [3, 9].

Základním hlediskem posouzení materiálu a predikce jeho výsledné mikrostruktury může být obsah feritotvorných a austenitotvorných legujících prvků. Feritotvorné prvky rozšiřují interval teplot, ve kterém je feritická struktura stabilní. Přidáním určitého minimálního množství takovýchto prvků způsobí, že je ferit stabilní v celém teplotním rozsahu, a ocel neprochází oblastí austenitu. Takové oceli jsou nekalitelné. Hlavními feritotvornými prvky jsou chrom, křemík, wolfram, molybden, vanad a titan. Naproti tomu austenitotvorné prvky rozšiřují oblast stabilního austenitu a mohou ho stabilizovat až do pokojové teploty. I takto legovaná ocel se stává nekalitelnou. Mezi austenitotvorné prvky patří především nikl, mangan, kobalt, uhlík a dusík [10].

Dalším hlediskem, které ovlivňuje ostatní strukturní složky, nejen základní matici je přidání prvků, které buď podporují, či potlačují tvorbu karbidů. Mezi karbidotvorné prvky patří mangan, chrom, molybden, wolfram, vanad, niob a titan. Tyto prvky (vyjma mangan, který se rozpouští pouze v cementitu) tvoří samostatné karbidy. Proti vlivu těchto prvků působí nikl, kobalt, měď, křemík, fosfor a hliník, které se rozpouštějí v základní matici a v karbidech se nevyskytují [1, 10].

### 1.3.1. Vliv uhlíku

Uhlík má silnou tendenci k segregaci na vadách (hranice zrn, dislokace) a nečistotách v materiálu, což může způsobit problémy především u konvenčně litych vysocelegovaných ocelí. Zároveň je však u nástrojových ocelí důležitý vyšší obsah uhlíku, neboť zajišťuje výslednému materiálu dostatečnou tvrdost a pevnost v tlaku. Vliv uhlíku na zpevnění materiálu je zapříčiněn jeho disperzí v tuhém roztoku a tvorbou karbidů [1, 11].

### 1.3.2. Vliv manganu

Mangan se v menším množství přidává takřka do všech ocelí, protože působí jako deoxidační činidlo a pomáhá snižovat množství síry v ocelích. Dále přispívá ke zlepšení povrchové kvality a ovlivňuje tvařitelnost a svařitelnost. Jak bylo zmíněno, mangan netvoří vlastní karbidy, rozpouští se pouze v cementitu [11].

### 1.3.3. Vliv chromu

S ohledem na poměr množství chromu a uhlíku je možno říci, že chrom tvoří v ocelích tři základní typy karbidů. V případě malého poměru Cr/C pouze obohacuje cementit, u středních poměrů tvoří karbidy  $(Cr, Fe)_7C_3$  a v případě dalšího nárůstu poměru Cr/C jsou tvořeny karbidy  $(Cr, Fe)_{23}C_6$ . Chrom zvyšuje kalitelnost ocelí, odolnost proti korozi, vysokoteplotní pevnost a u vysokouhlíkových ocelí zlepšují abrazi. Pro nástrojové oceli jsou karbidy chromu přínosné – zvyšují otěruvzdornost materiálu a přispívají ke zlepšení trvanlivosti břitu [1, 11].

### 1.3.4. Vliv molybdenu

Molybden zlepšuje množství vlastností materiálů, jako je kalitelnost, odolnost proti tečení, korozní odolnost a odolnost proti únavě. Během popouštění nástrojových ocelí vyvolává sekundární tvrdost [1, 11].

### 1.3.5. Vliv wolframu

Vliv wolframu je velmi podobný vlivu molybdenu a společně jsou hlavními legujícími prvky v rychlořezných ocelích. Oba prvky je možné využít pro zpevnění tuhého roztoku, protože jejich atomy mají větší poloměr, než atomy železa. Jeho přidáním se zvyšuje odolnost



materiálu proti abrazi a vznikají velmi pevné a stabilní karbidy. Částečně se wolfram rozpouští i v cementitu [2, 11].

### 1.3.6. Vliv vanadu

Přidáním vanadu je v mikrostruktuře podpořena precipitace jemných karbidů MX, přičemž její intenzita je závislá na parametrech tepelného zpracování. Celkově vanad přispívá ke zjemnění struktury, což příznivě ovlivňuje mechanické vlastnosti, avšak vanad nerozpuštěný v cementitu může zhoršovat kalitelnost oceli. Současně vanad velmi přispívá k rozvoji sekundární tvrdosti během popouštění a tím zlepšuje tvrdost za tepla, únavovou pevnost, otěruvzdornost a řezné vlastnosti nástrojových ocelí [1, 11].

## 1.4. Tepelné zpracování nástrojových ocelí

Tepelné zpracování nástrojových ocelí sestávající z rychlého kalení do vody pro jejich vytvrzení bylo známé už před třiceti staletími. V současné době je však proces tepelného zpracování nástrojových ocelí složitější a je potřeba jeho přesná kontrola. Na rozdíl od ocelí konstrukčních, které získávají své výsledné vlastnosti již po procesu kování, nebo válcování, nástrojové oceli jsou zpracovávány několikastupňovým tepelným zpracováním, na jehož průběh má vliv chemické složení dané oceli, i způsob předchozího zpracování [1].

Režim tepelného zpracování nástrojových ocelí obvykle sestává ze tří hlavních fází:

- ohřev materiálu na teplotu austenitizace a výdrž na této teplotě,
- ochlazení z austenitizační teploty pro získání martenzitické struktury,
- popouštění pro odstranění zbytkového austenitu (Obrázek 2).

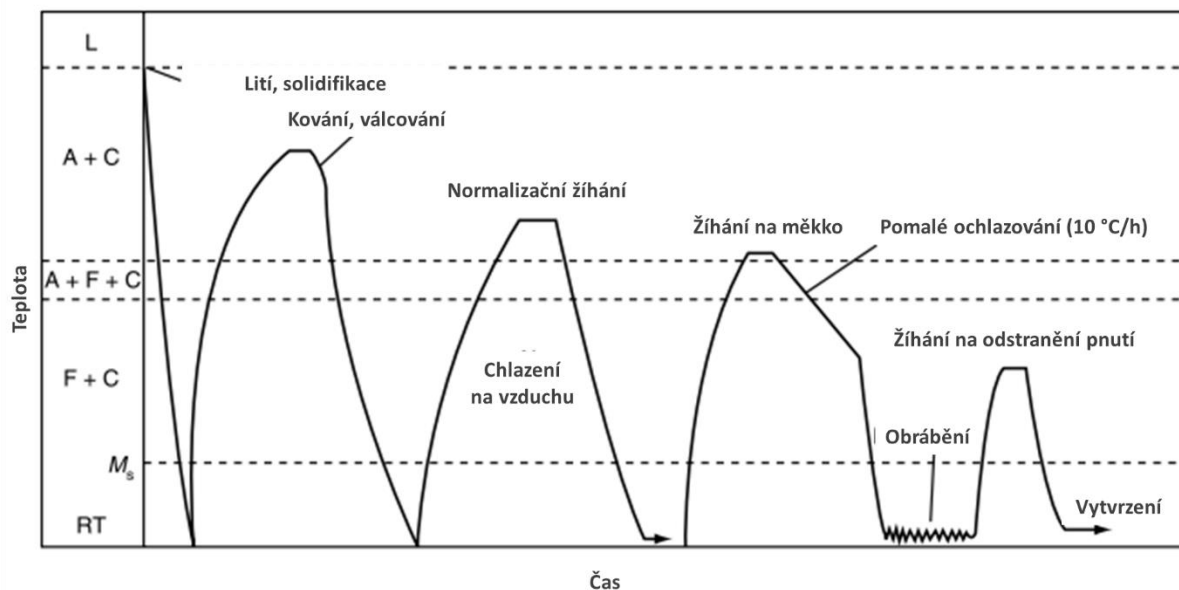
Zmíněné schéma tepelného zpracování může mít různé modifikace, ve formě postupného přehřevu, který je u nástrojových ocelí velmi běžný, nebo v odstranění zbytkového austenitu pomocí kryogenního zpracování, které se v současné době dostává u nástrojových ocelí do popředí zájmu [1, 3].

Zásadním krokem v tepelném zpracování nástrojových ocelí je normalizační žíhání na teplotě austenitizace a výdrž na této teplotě (obvykle je tento proces realizován ve vakuových pecích, případně v ochranných atmosférách). Během této výdrže dochází k přerozdělení legujících prvků v austenitické matici a zbylých karbidech. Tím je stabilizováno chemické složení a množství a rozložení karbidů ve struktuře, přičemž je tím následně ovlivněna otěruvzdornost výsledného dílu, ale také je zamezeno růstu austenitického zrna. Hrubnutí austenitického zrna je potlačeno tím více, čím jsou karbidy ve struktuře jemnější, jejich podíl je větší a jsou homogenně rozmístěné. Příliš vysoká teplota austenitizace by mohla vést k hrubnutí austenitického zrna a vyloučení karbidů na hranicích těchto zrn, což by zapříčinilo zhoršení mechanických vlastností materiálu. Za tímto účelem by měla být teplota výdrže 50 °C nad křivkou  $Ac_3$  pro podeutektické oceli, respektive nad křivkou  $Ac_1$  pro oceli nadeutektické. Zároveň by doba výdrže na této teplotě měla být co nejkratší [3, 9].

U vysocelegovaných ocelí se normalizační žíhání vůbec nedoporučuje. Tyto oceli mají kvůli vysokému obsahu legur vysokou kalitelnost a i při chlazení na vzduchu by vznikala martenzitická struktura, což by mohlo vést k praskání zpracovávaných dílů [1].

S ohledem na fakt, že po zpracování nástrojových ocelí, především po obrábění, zůstává v materiálu zbytkové pnutí, je důležité do procesu tepelného zpracování nástrojových ocelí zařadit žíhání na odstranění pnutí (může probíhat v pecích bez ochranné atmosféry). Tento proces nezpůsobí další výrazné mikrostrukturní změny. Výdrž na teplotě žíhání pro odstranění

pnutí (pod  $A_{C1}$ ) by měla být zhruba 1 – 2 hodiny v závislosti na tvaru zpracovávaného dílu. Při této operaci není rychlost ochlazování kritickým faktorem, jako u normalizačního žíhání, avšak ani tak by neměla překročit  $300\text{ °C/h}$  [1, 9].



**Obrázek 2: Schéma obvyklého tepelného zpracování nástrojových ocelí s následným vytvrzením. U různých ocelí se vyskytují modifikace v podobě stupňovitého předehřevu, odstranění zbytkového austenitu pomocí kryogenního zpracování atp. [1].**

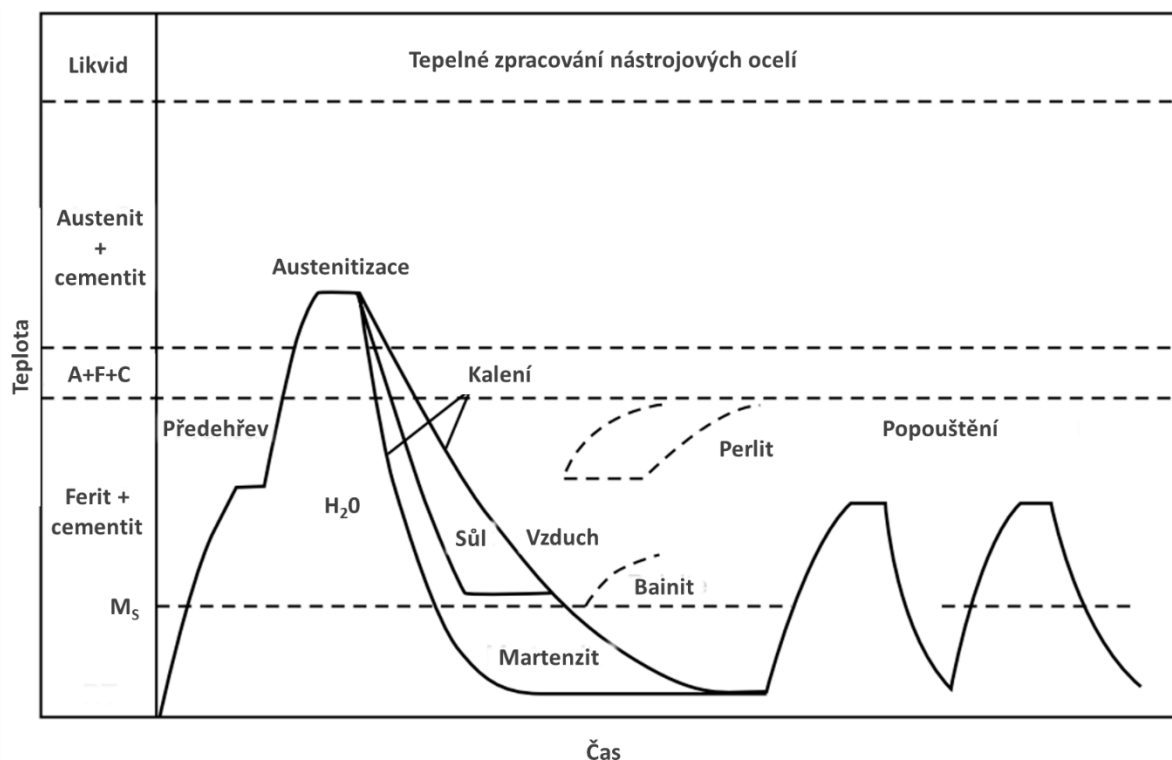
Během žíhání na měkko dochází ke stabilizaci mikrostruktury a sferoidizaci karbidů ve výsledné feritické matici, kde jsou tyto karbidy homogenně rozptýleny (Obrázek 3). Jedná se o nejstabilnější mikrostrukturu, které mohou nástrojové oceli dosáhnout. Po tomto kroku je vhodné zařadit obrábění, neboť dojde ke snížení tvrdosti. Teploty žíhání (mezi  $730 - 900\text{ °C}$ ) jsou voleny s ohledem na chemické složení oceli (konkrétně s ohledem na množství austenitotvorných a feritotvorných prvků). Pro sferoidizaci karbidů je využíváno cyklování kolem teploty  $A_1$  s následným pomalým ochlazováním (nižším, než  $150\text{ °C/h}$ ) [1, 2, 9].



**Obrázek 3: Mikrostruktura nástrojové oceli po žíhání na měkko a sferoidizaci karbidů [1].**

V okamžiku, kdy je materiál po obrábění tepelně zpracován na snížení zbytkových pnutí, je možné přistoupit k cyklu tepelného zpracování, které povede k získání zákalné mikrostruktury

a požadovaných mechanických vlastností (Obrázek 4). Tento proces se skládá z opětovné austenitizace zpracovávaného materiálu, během které musí být zabráněno přílišnému růstu austenitického zrna, aby nedošlo ke zhrubnutí struktury, ztrátě houževnatosti, nebo přílišnému rozpuštění karbidů vzniklých během předchozího zpracování. Jejich rozpuštění do austenitické matrice by způsobilo změnu jejího chemického složení a mohlo by ovlivnit kalitelnost materiálu. Pro zabránění oduhlíčení povrchu materiálu by austenitizační teplota měla být co nejnižší a výdrž na této teplotě by měla být co nejkratší. Obecně se dá říct, že se pro austenitizaci používá teplota 50 °C nad  $A_{C3}$  s dobou výdrže 30 min na 25 mm tloušťky zpracovávaného dílu [2, 3].



**Obrázek 4: Tepelné zpracování nástrojových ocelí po získání výsledného tvaru, pro dosažení požadovaných mechanických vlastností a mikrostruktury [1].**

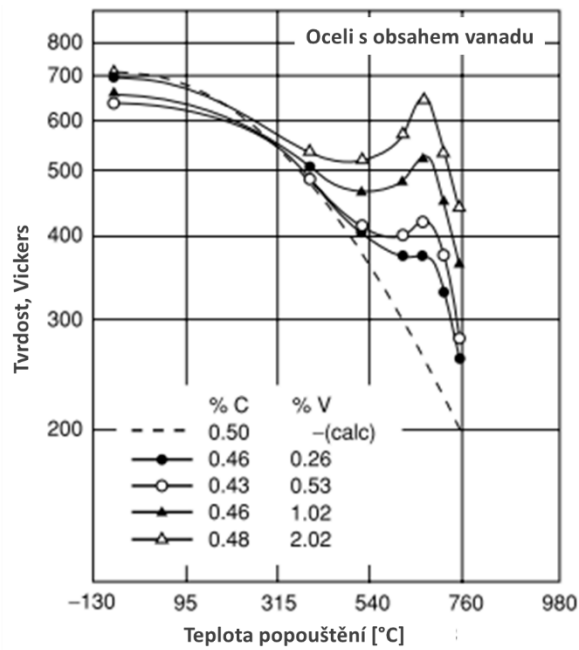
Po výdrži na teplotě austenitizace následuje kalení pro získání martenzitické struktury s určitým množstvím zbytkového austenitu. Získání základní mikrostruktury je možné jen za předpokladu, že je potlačena transformace austenitu na strukturu tvořenou feritem a karbidy pomocí dostatečné rychlosti ochlazování, případně přidáním vhodných legujících prvků, které zpomalují tuto transformaci. Nástrojové oceli jsou obvykle kalené do vody, oleje nebo soli, případně je použito chlazení vzduchem a inertními plyny. U vysocelegovaných nástrojových ocelí se volí kalící média s nižší schopností kalení, aby nedocházelo k praskání zpracovávaných dílů [1].

Pro odstranění nestabilního zbytkového austenitu ve struktuře nástrojových ocelí bývá do jejich zpracování zařazeno také kryogenní zpracování. Během něho dochází k přerozdělení uhlíku ve struktuře, kde nestabilní zbytkový austenit transformuje na martenzit a stabilní zbytkový austenit je uhlíkem obohacován. Tím dochází k celkové stabilizaci mikrostruktury. To má za následek zlepšení vlastností výsledného nástroje, který může mít následně nižší periodicitu ostření a dalších oprav. Toto zpracování rovněž zvyšuje korozní a erozní odolnost nástroje a zlepšuje jeho rozměrovou stabilitu. Kryogenní zpracování probíhá obvykle v tekutém dusíku, tedy při teplotách kolem -170 °C při výdrži až několik hodin [12, 13].

Popouštění, jakožto finální krok zpracování nástrojových ocelí probíhá pod teplotou transformace  $A_{C1}$ . Před popouštěním sestává zakalená mikrostruktura z martenzitické matrice se zbytkovým austenitem a ideálně homogenně rozptýlenými jemnými globulárními karbidy. Vývoj mikrostruktury během popouštění závisí opět především na chemickém složení dané oceli a množství legujících prvků v ní. Popouštění lze rozdělit do pěti kroků v závislosti na dějích probíhajících během zpracování v materiálu.

1. Nejprve začínají v mikrostruktuře precipitovat epsilon karbidy při 50 – 200 °C. Ty zbrzdí odpevňovací procesy zakaleného materiálu, současně s tím probíhá smršťování materiálu.
2. Mezi 200 – 300 °C začíná precipitovat cementit a dochází k rozpouštění epsilon karbidů, což je spojeno s mírným poklesem tvrdosti materiálu.
3. Ve třetím kroku začíná docházet destabilizaci zbytkového austenitu způsobené precipitací karbidů, které redukuje množství legujících prvků rozpuštěných v austenitu a tím zvyšují teplotu  $M_s$ . Teplotní rozmezí je závislé na typu legování daného materiálu, u vysocelegovaných ocelí se pohybuje okolo 450 °C. Nestabilní zbytkový austenit následně transformuje na martenzit, nebo bainit a způsobuje nárůst objemu materiálu během chlazení.
4. Dále dochází u vysocelegovaných ocelí k migraci atomů uhlíku mezi cementitem a dalšími karbidy, což je spojeno s velkým nárůstem objemu.
5. Poslední fáze, probíhající od 600 °C až do teploty  $A_{C1}$  může vést až k získání vyžádané mikrostruktury, což je spojeno se zmenšením objemu materiálu. Tato fáze však při zpracování nemusí nastat [2].

S procesem popouštění nástrojových ocelí je spjatá sekundární tvrdost, jako výsledek rozpadu zbytkového austenitu a jeho transformace na martenzit a současně s precipitací jemných karbidů legujících prvků. Prvky, které způsobují sekundární tvrdost, jsou nejčastěji wolfram, vanad, chrom a molybden. Avšak aby bylo možné využít jejich potenciál, je nutné, aby byly během austenitizace rozptýleny v austenitické matici (Obrázek 5).



Obrázek 5: Sekundární tvrdost způsobená precipitací karbidů vanadu [1].

Popouštění vysocelegovaných nástrojových ocelí by mělo být zařazeno neodkladně za předchozí zpracování a ohřev na teplotu popouštění by měl být pomalý, stejně jako ochlazování z této teploty, aby nedocházelo k praskání materiálu [14, 15].

## 2. Hodnocení mikrostruktury nástrojových ocelí

V nástrojových ocelích vznikají během zpracování různé typy karbidů legujících prvků a mění se i základní matrice nástrojových ocelí. Tyto děje v nástrojových vysocelegovaných ocelích pro práci za studena probíhají dokonce několikrát, avšak výsledná mikrostruktura by měla být tvořena martenzitickou maticí s homogenně rozptýlenými jemnými karbidy legujících prvků [16].

Po prvním cyklu tepelného zpracování, během něhož je materiál odlit, vyžhán, obroben a následně vyžhán ke snížení pnutí se mikrostruktura skládá z feritické matrice a karbidů legujících prvků, jejichž morfologie a vlastnosti závisí na typu legování dané oceli. Charakteristické karbidy, které se v nástrojových ocelích tvoří, jsou následující:

- $M_3C$  má orthorombické uspořádání a je cementitického typu. M může být železo, mangan, nebo chrom, přičemž tyto prvky mohou být částečně nahrazeny wolframem, molybdenem, nebo vanadem. Obvykle se tyto karbidy vyskytují v méně legovaných nástrojových ocelích pro práci za studena.
- $M_7C_3$  se vyskytuje nejčastěji v nástrojových ocelích bohatých na chrom, má hexagonální mřížku a špatně se rozpouští i za vysokých teplot. Tento typ karbidu je velmi tvrdý s vysokou odolností vůči abrazi.
- $M_{23}C_6$  má kubickou, plošně centrovanou mřížku a opět se vyskytuje především v nástrojových ocelích s vysokým obsahem chromu. Chrom, jakožto M, může být částečně nahrazen železem, wolframem a molybdenem.
- $M_6C$  má rovněž kubickou, plošně centrovanou mřížku. M je obvykle reprezentováno wolframem, molybdenem, chromem, vanadem a kobaltem. Tyto karbidy bývají směsné a jsou extrémně odolné vůči abrazi.
- MC karbidy mají opět kubickou, plošně středěnou mřížku a obvykle jsou bohaté na obsah vanadu. Jsou obtížně rozpustné, avšak i malé množství, které se rozpouští při následném tepelném zpracování, přispívá k sekundární tvrdosti [1].

V následujícím cyklu tepelného zpracování nástrojových ocelí, sestávajícím z austenitizace a popouštění se mikrostruktura mění na základnou martenzitickou strukturu a primární karbidy, které se ve struktuře vyskytovaly, se částečně rozpouští a tvoří nové typy sekundárních karbidů. Pro určení typů karbidů, které se ve výsledné struktuře ocelí nacházejí, je vhodné provést DTA analýzu, která zaznamenává fázové transformace během ohřevu materiálu díky uvolňování, nebo spotřebovávání energie během těchto transformací [16, 17].

Obecně mohou být provozní vlastnosti nástrojových ocelí zlepšeny zjemněním struktury, minimalizací množství nestabilního zbytkového austenitu, zjemněním a sferoidizací karbidů legujících prvků a jejich rovnoměrným rozptýlením [3].

### 3. Zpracování materiálů v semi-solid stavu

Zpracování materiálů v semi-solid stavu, neboli tixoforming, je proces tváření materiálů v částečně nataveném stavu. V tomto stavu materiál vykazuje reologické chování. Tento fenomén byl objeven již v roce 1972 na Massachusettském technologickém institutu během zkoumání viskozity slitiny cínu a olova. V současné době se výzkum tváření v semi-solid stavu soustředí především na zpracování surových materiálů, které touto formou získávají velmi dobré mechanické vlastnosti. Uplatnění tato metoda nachází například v automobilovém průmyslu pro zpracování lehkých kovů. Zpracováním materiálů v částečně nataveném stavu lze získat kvalitnější materiál, než konvenčním litím, bez licích defektů a dutin. Tyto klady vyrovnávají zápory procesu, jako je vysoká cena produkce a fakt, že po tomto procesu obvykle zůstává forma, která nemůže být recyklována. To vede k širšímu výzkumu v oblasti semi-solid tváření [18].

Tixoforming má několik poddruhů, které se od sebe odlišují především množstvím tekuté fáze v okamžiku tváření. Lze ho tedy dělit na:

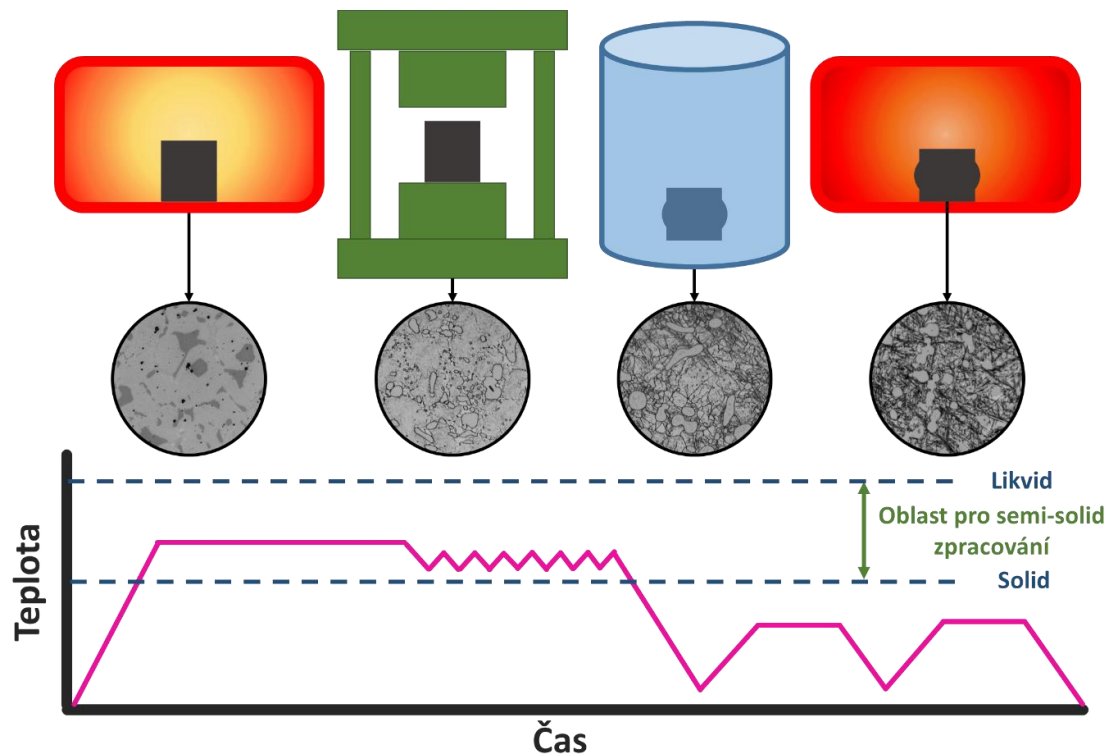
- tixo-odlévání,
- tixo-kování,
- tixo-válcování,
- tixo-vytlačování,
- tixo-lisování,

přičemž podíl tekuté fáze postupně klesá od zhruba 70 %, až na 20 % [18, 19].

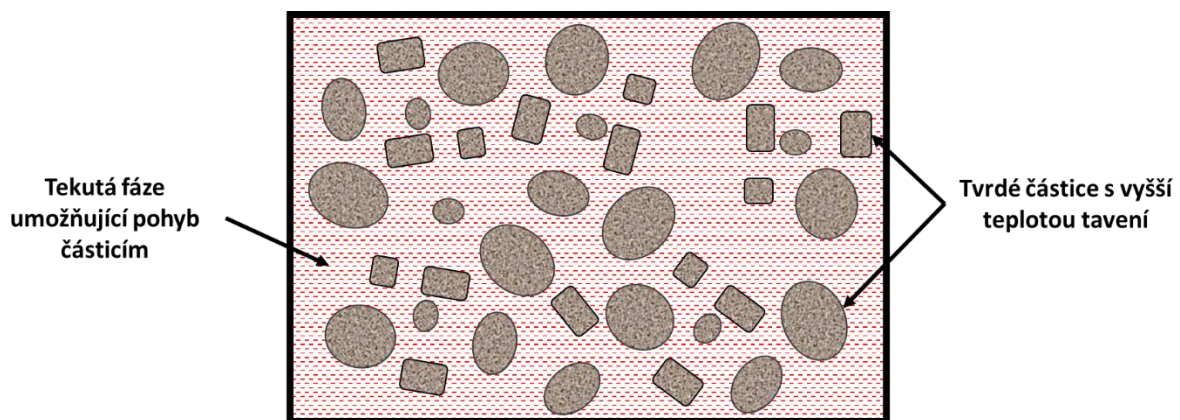
Samotný proces zpracování spočívá v ohřátí materiálu do intervalu teplot mezi křivkami solidu a likvidu (kdy podíl tekuté fáze odpovídá 20 – 30 %), následného tváření, které bývá obvykle provedeno v dutině formy, které je následováno tepelným zpracováním (Obrázek 6) [20].

V průběhu zpracování je využito reologického chování materiálu. To znamená, že při optimálním zahřátí materiálu, který v sobě má ideálně globulární částice, jež se mohou pohybovat ve výrazně měkčí a natavené fázi, dochází při míchání nebo tváření takového materiálu ke skokové ztrátě jeho viskozity (Obrázek 7). Materiál v tomto stavu se označuje jako „slurry“, má tedy kašovitý charakter. V procesu tixoformingu se vyskytuje tzv. „solid-like slurry“, která se chová jako pevná látka, neboť jsou v ní obsaženy oddělené pevné částice. Materiál v tomto stavu je schopen laminárního proudění, což umožňuje snadné tváření a plnění formy [18, 22].

Viskozita je hlavním faktorem ovlivňujícím semi- solid zpracování. Určuje, zda bude materiál schopen reologického chování a vyplní dutinu formy, jakým způsobem bude dutina vyplněna a jaký bude tok materiálu. A v neposlední řadě určuje, jaká síla bude muset být pro vyplnění použita. Viskozita kovů během semi-solid zpracování je ovlivněna především podílem tuhé a tekuté fáze, velikostí částic, jejich tvarem a rozmístěním. Ideální viskozity je dosaženo při podílu pevné fáze mezi 0.5 a 0.6, avšak těchto podmínek není vždy dosaženo, především kvůli obtížné manipulaci s příliš nataveným materiálem [18, 21].



Obrázek 6: Schéma zpracování v semi-solid stavu - ohřev materiálu nad teplotu solidu; tváření materiálu v částečně nataveném stavu; tepelné zpracování.



Obrázek 7: Princip tváření v semi-solid stavu - ztráta viskozity způsobená částečným natavením materiálu, ve kterém zůstávají tvrdé globulární částice pohybující se v měkké matrici.

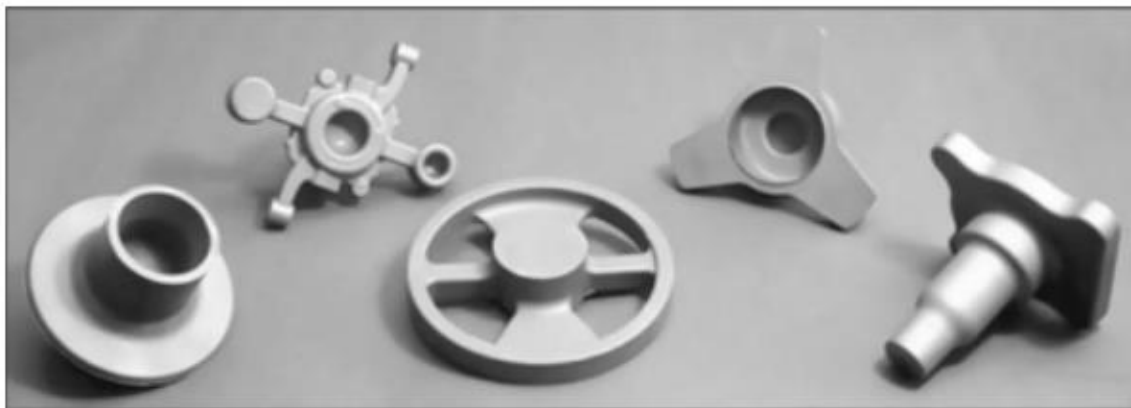
### 3.1. Klady a zápory semi-solid zpracování

Hlavní výhodou semi-solid zpracování je možnost dosažení tzv. „near net shape“ pouze na jednu tvářecí operaci. To znamená, že lze získat takřka výsledný tvar součásti přímo po tváření bez nutnosti dalšího obrábění, případně jen s dobroušením funkčních ploch (Obrázek 8). Další předností je kvalita výsledných dílů, které vynikají dobrou tvarovou přesností, malým množstvím povrchových, i objemových vad. Současně je tímto způsobem získána homogenní mikrostruktura bez segregací, která zajišťuje dobré mechanické vlastnosti výsledné součásti. Tato mikrostruktura je, především v případě ocelí, obvykle tvořena jemnými globulárními karbidy homogenně dispergovanými v základní matrici, která bývá tvořena martenzitem, případně směsí martenzitu a stabilního zbytkového austenitu. Díky zmíněným vlastnostem



zpracování v semi-solid stavu je možné vyrobit komplexní součásti se složitou geometrií a různými tloušťkami stěn při zachování homogenní struktury ve všech místech [23].

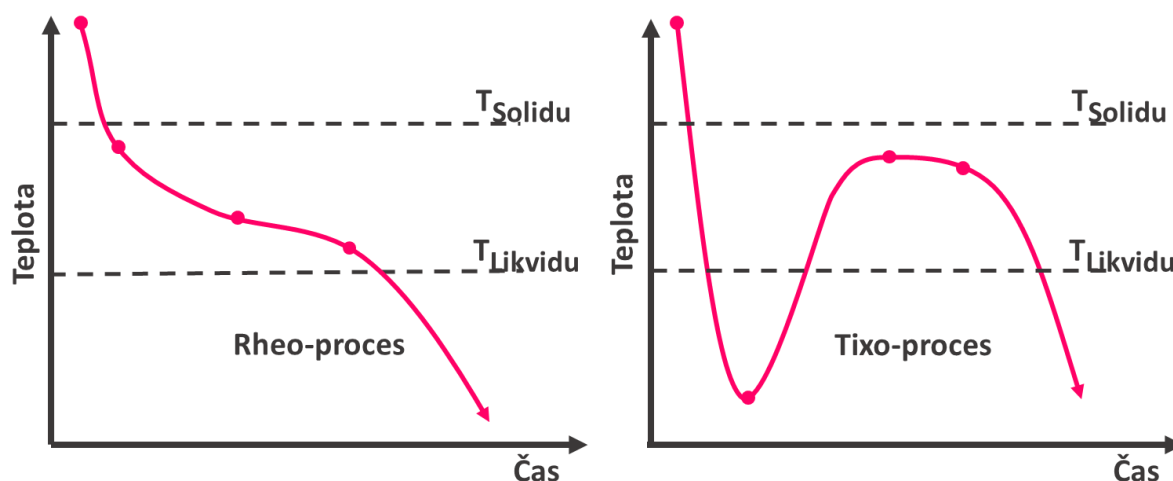
Tixoforming, jako každá jiná operace má i své nevýhody, mezi něž patří především technologická náročnost tohoto procesu, kdy je nutná přesná kontrola parametrů procesu, jako je teplota (pro docílení požadovaného množství tekuté fáze ve struktuře během tváření) a doby výdrže. Současně je nutné navrhnout technologický postup pro transfer materiálu v částečně nataveném stavu. Některé materiály (např. vysokolegované nástrojové oceli) je možné transportovat i bez ochranného obalu, ovšem ve většině případů je nutné tvářený materiál uzavřít do kalíšku, nebo formy. Celkově je tedy velmi obtížné proces zautomatizovat, což vede k pomalejší výrobě a zvýšení nákladů. V současné době také není možné kvůli výše zmíněným důvodům tvářet touto metodou velké objemy materiálu.



Obrázek 8: Ocelové díly vyrobené zpracováním v semi-solid stavu [24].

### 3.2. Zpracování těžko-tvařitelných materiálů v semi-solid stavu

Semi-solid zpracování bylo původně používáno pouze pro lehké kovy s nízkou teplotou tavení, jako jsou slitiny hliníku a hořčíku. Teprve od počátku 21. století se začaly do popředí zájmu dostávat i další kovy, především ocel. Důvodem pro tento trend bylo, že ocel byla kvůli svým vysokým teplotám zpracování technologickou výzvou. Dalším problémem je rychlá degradace jejího povrchu při vysokoteplotním zpracování. Původní experimenty s ocelmi využívaly rheo-odlévání, což znamená, že materiál po odlití není ochlazen na pokojovou teplotu, nýbrž jen na teplotu, která odpovídá požadovanému podílu tekuté fáze a následně je přímo tvářen. Tento proces vede k výraznému uspořené energie a tedy i nákladů na výrobu, avšak většina výzkumných center nemá dostatečné vybavení a možnosti pro testování tohoto typu zpracování a z toho důvodu probíhá většina výzkumu v oblasti tixo-kování, kdy je odlitý a vychladlý materiál opět ohřát na teplotu tváření (Obrázek 9), [19, 24].



**Obrázek 9: Rozdíl mezi přímým procesem zpracování - Rheo-procesem - a zpracováním s ochlazením materiálu na pokojovou teplotu po odlévání - Tixo-procesem.**

Proces zpracování sestává nejprve z výběru vhodného materiálu, který má dostatečně široký interval teplot mezi solidem a likvidem. To je možno ovlivnit návrhem jeho chemického složení, neboť například vyšší množství manganu v oceli interval teplot vhodných pro semi-solid tváření zužuje. Pro jeho rozšíření jsou do ocelí přidávány prvky, které mají teplotu tavení nižší, než Fe-C, případně prvky, které usnadňují mikrosegreci [19].

Následně je materiál ohřát na teplotu, při níž se v materiálu vyskytuje požadované množství tekuté fáze. Ohřev probíhá nejčastěji v elektrických komorových pecích. S ohledem na chemické složení materiálu a jeho odolnost vůči oxidaci je volen buď ohřev ve vakuu, ochranné atmosféře, nebo bez ochranné atmosféry. Existují uskupení, kdy jsou polotovary ohřívány indukčně pomocí cívky, kterou následně projde tvářecí píst [24, 25].

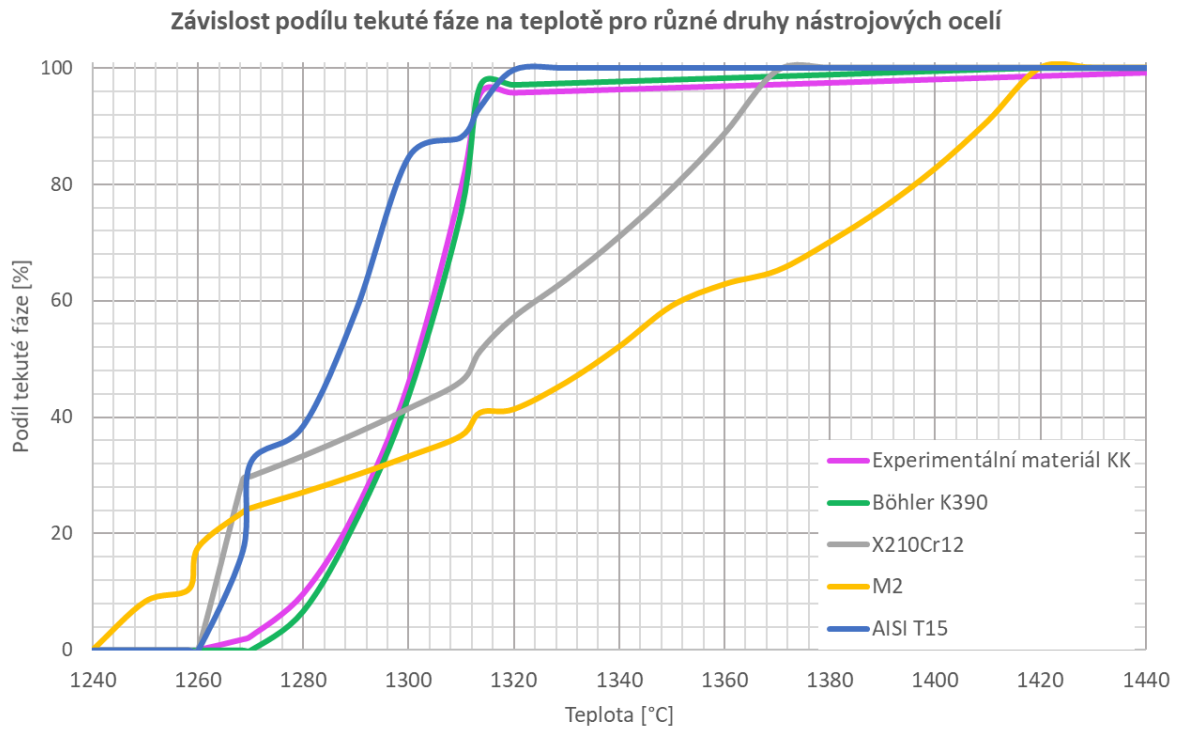
Poté je materiál tvářen, přičemž není zapotřebí velkých tvářecích sil jako u kování, neboť se materiál v semi-solid stavu chová kašovitě. Poté obvykle následuje rychlé zakalení pro získání požadovaných mikrostruktur a tím i mechanických vlastností. V posledním kroku může být zahrnuto ještě tepelné zpracování, které, například u nástrojových vysocelegovaných ocelí, vede ke stabilizaci struktury a dalšímu zlepšení mechanických vlastností, především ořezuvzdornosti a houževnatosti [17, 19, 26].

Zpracováním ocelí v semi-solid stavu metodou tixo-kování vede k získání homogenních mikrostruktur s dobrými mechanickými vlastnostmi. Z důvodu obtížnosti celého procesu se často zpracovávají nástrojové oceli, u kterých je vyžadována extrémní tvrdost, pevnost v tlaku a ořezuvzdornost. Tyto vlastnosti nástrojové oceli po zpracování v semi-solid stavu získávají [19, 27].

### 3.2.1. Volba intervalu teplot pro zpracování v semi-solid stavu

Volba teploty tváření daného materiálu v semi-solid stavu se odvíjí především od metody použité pro tváření. V případě tixo-kování je snaha získat zhruba 30 % tekuté fáze ve struktuře během tváření. Tento podíl tekuté fáze ve vysocelegovaných nástrojových ocelích ještě nemusí vést k zborcení materiálu, který je poté možno transportovat pouze v kovářských kleštích. Závislost podílu tekuté fáze na teplotě je funkcí chemického složení materiálu, tedy množstvím a typem legujících prvků. Přičemž je vhodné navrhnout chemické složení materiálu tak, aby interval teplot mezi solidem a likvidem byl co nejširší. Tato závislost může být buď experimentálně stanovena, což je však velmi technologicky náročné (je zapotřebí viskozimetr, nebo reometr), nebo může být přibližně určena pomocí výpočetního software typu JMatPro.

Teplota stanovená výpočtem v software musí být následně experimentálně ověřena kontrolou výsledné mikrostruktury a mechanických vlastností (Obrázek 10), [24, 28].



**Obrázek 10: Závislost podílu tekuté fáze na teplotě ohřevu pro různé typy nástrojových ocelí stanovená pomocí software JMatPro [28].**

## 4. Možnosti zlepšení odolnosti vůči opotřebení nástrojů pro obrábění

Nástroje pro obrábění jsou během používání namáhány nejen vysokou teplotou, ale také abrazivně, chemicky nebo mechanicky. Vysoká teplota v místě řezu může chemické působení prostředí značně urychlovat. Současně materiály obrobku často obsahují částice, které se blíží tvrdosti nástroje, nebo se jí i vyrovnají. U soustružení dochází k postupnému nárůstu teploty a jejímu následnému ustálení, avšak v případě frézování je nástroj namáhán ještě tepelnými šoky, které jsou způsobeny tím, že břity do materiálu střídavě vstupují a zase z něj vystupují. Z důvodu působení zmíněných faktorů dochází k víceosému složitému namáhání břitu nástroje během obrábění a k postupnému opotřebení břitu. Mezi hlavní mechanismy opotřebení břitu patří abraze (vzniká působením tvrdých částic na povrch nástroje), adheze, která se vyskytuje obvykle na rozhraní čela a třísky, kde vznikají a okamžitě opět zanikají mikrosvarové spoje. Dalším typem opotřebení je difuze atomů z obrobku, oxidace na povrchu nástroje, plastická deformace vznikající z důvodů působení příliš vysoké teploty a tlaku, případně křehký lom nástroje a tedy jeho destrukce z důvodu příliš vysokého mechanického zatížení, nehomogenní mikrostruktury obrobku (vměstky, karbidy) nebo přerušovaného řezu. Na způsobu opotřebení nástroje, resp. zda se bude více opotřebovávat na hřbetě, nebo na čele mají výrazný vliv i další faktory, jako podmínky obrábění, druh operace obrábění (hrubování, finišování) a především geometrie nástroje [29, 30].

Z důvodu velkého množství faktorů ovlivňujících proces opotřebení rezného břitu, je velmi složité stanovit podmínky, za kterých se bude břit opotřebovávat nejméně. Břity jsou často navrhovány pro jedinečné podmínky dané operace, při kterých mají nejlepší rezné vlastnosti. Za tímto účelem je nutné modifikovat především geometrii vyměnitelné břitové destičky (VBD) a její mikrostrukturu, případně vyvinout vhodné povlaky pro zlepšení rezných vlastností. Při volbě geometrických charakteristik břitových destiček je nutné pečlivě zvážit tvar destičky (úhel špičky), velikost a poloměr zaoblení špičky VBD a také nastavení úhlu hlavního břitu. Geometrie jsou obvykle optimalizované pro základní typy obrábění (konkrétně soustružení), tedy hrubování, střední obrábění a dokončování. Každá ze zmíněných operací používá jiné podmínky obrábění (např. při dokončování se nastavuje malá hloubka řezu, aby bylo docíleno nízkých rezných sil) a pro ty je nezbytné zvolit základní geometrické charakteristiky [31–33].

Jednou z metod, kterou lze docílit zlepšení odolnosti nástroje vůči opotřebení, je získání mikrostruktury, která disponuje dobrou ořezuvzdorností, tvrdostí a vhodným rozložením mikrostrukturních složek. Rozložení mikrostrukturních složek se zároveň pojí s vhodným legováním dané nástrojové oceli. Pro zvýšení odolnosti vůči opotřebení se nástrojové oceli dolegovávají karbidotvornými prvky, především vanadem, wolframem a chromem. Legující prvky podporují sekundární tvrdost během popouštění nástrojových ocelí a tvoří stabilní tvrdé karbidy. Když je docíleno homogenního rozptýlení těchto karbidů ve struktuře nástrojové oceli, odolnost vůči opotřebení se značně zvýší [30, 34, 35].

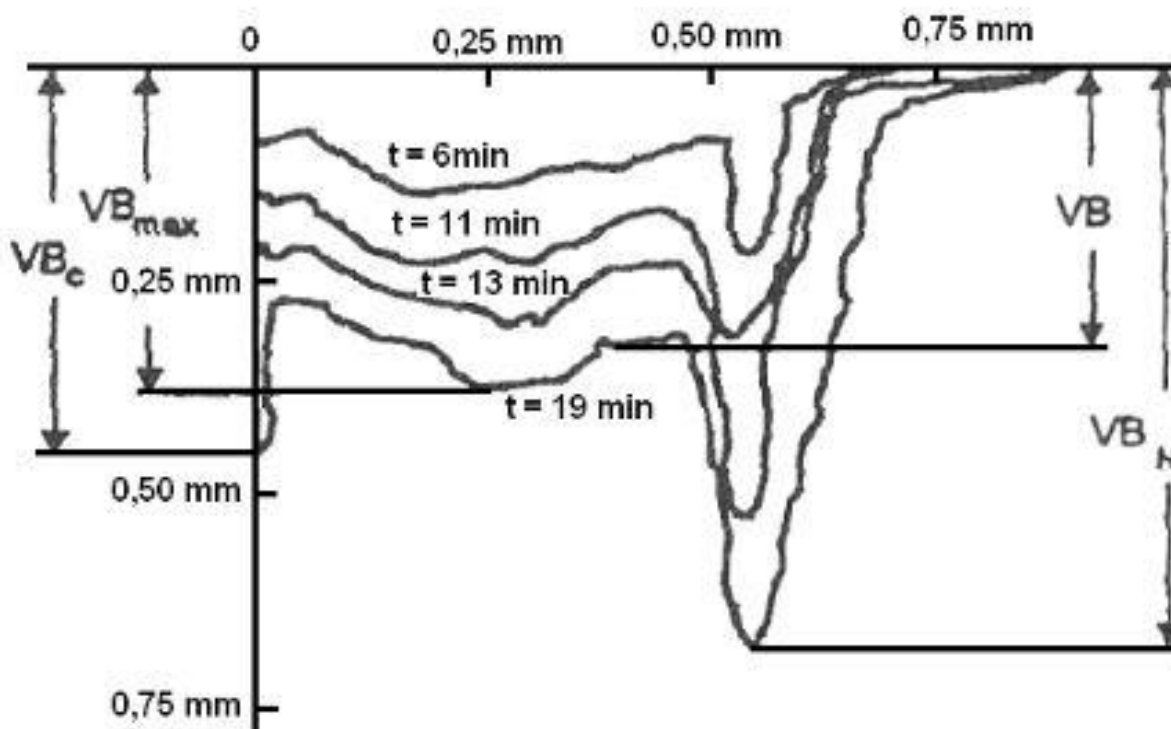
Homogenního rozptýlení karbidů ve struktuře nemusí být dosaženo pouze během popouštění nástrojových ocelí, tedy jejich klasickým tepelným zpracováním, ale i kryogenním zpracováním. Toto zpracování je v dnešní době již běžně používáno jako doplňkové zpracování k tepelnému zpracování nástrojových ocelí. Krok ochlazování v dusíku bývá obvykle zařazen před první z popouštěcích cyklů a měl by mít za následek zlepšení mechanických vlastností dané oceli, především její ořezuvzdornosti a odstranění nestabilního zbytkového austenitu ze struktury. Princip kryogenního zpracování spočívá v precipitaci jemných karbidů, které zlepšují mechanické vlastnosti oceli (tvrdost, pevnost v ohybu, houževnatost, únavovou pevnost, atd.). Současně se díky kryogennímu zpracování dosáhne vysokého stupně martenzitické přeměny,

kterého by za normálních teplot nemohlo být dosaženo. A to z důvodu nasycení zbytkového austenitu uhlíkem a dalšími legujícími prvky v nástrojových ocelích, které vede ke snížení teploty počátku martenzitické transformace  $M_s$  hluboko pod bod mrazu. Nejlepších výsledků kryogenního zpracování je dosahováno u nástrojových ocelí bohatých na chrom a vanad. Naopak u rychlořezných ocelí může kryogenním zpracováním dojít ke zhoršení mechanických vlastností [5, 36, 37].

Snížení opotřebení břitů obráběcích nástrojů je dále realizováno vhodným chlazením, které je v ideálním případě přiváděno přímo do místa řezu. Snížení opotřebení je také možné dosáhnout optimálním odvodem třísky (v případě, že třísky neodchází z místa řezu, dochází k adhezivnímu porušování břitu a může se objevit i plastická deformace, případně vylomení břitu). A v neposlední řadě úpravou řezných podmínek pro jednotlivé typy VBD.

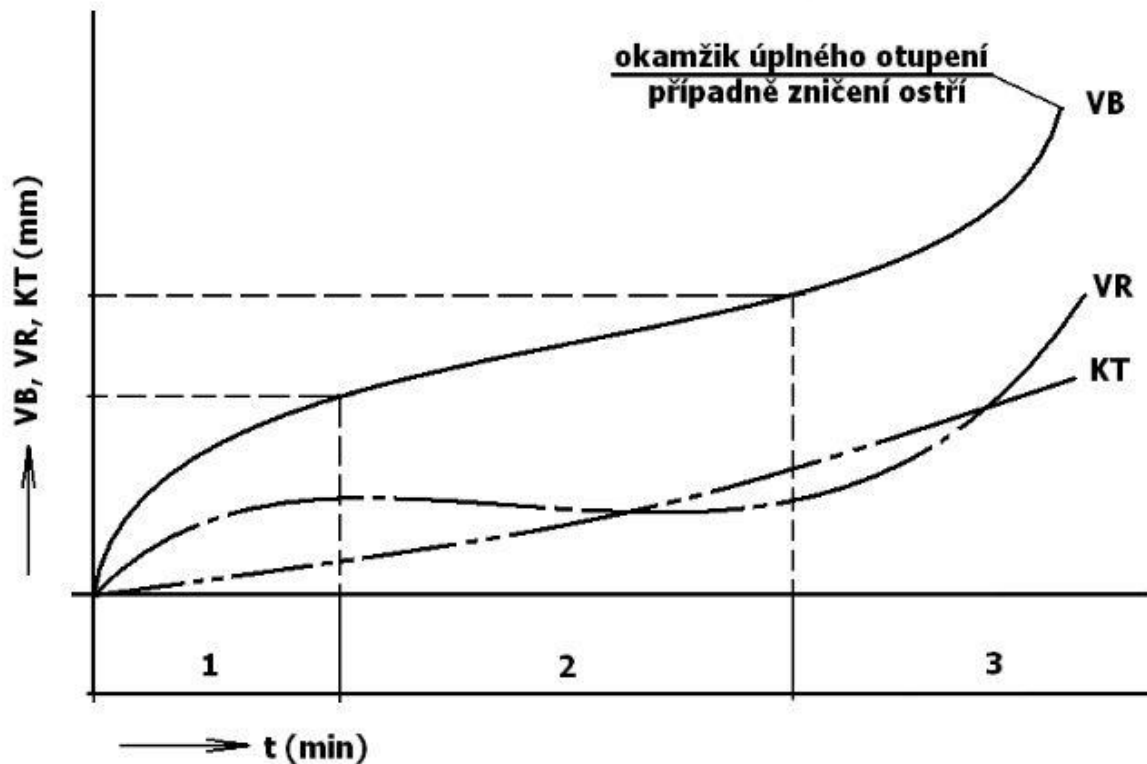
## 5. Teorie zkoušení opotřebení břitů nástrojů obráběním

Experimentální studium opotřebení a postupné degradace břitu obráběcího nástroje je zdrojem dat pro vytvoření databáze optimálních řezných parametrů pro jednotlivé typy operací tak, aby byla zachována životnost nástroje a současně bylo dosaženo uspokojivé kvality obrobku. Během zkoušek opotřebení, nebo trvanlivosti břitu jsou nejprve stanoveny parametry obrábění, za kterých bude daná zkouška probíhat, a které jsou v průběhu zkoušky obvykle neměnné. Jedná se o stanovení řezné rychlosti, posuvu, úběru a buď doby řezu, nebo délce řezu. Po každém kroku je nutné zdokumentovat vývoj opotřebení břitu, což se obvykle realizuje mikroskopem nebo stereo mikroskopem s posuvným stolcem. V ideálním případě je pro dokumentaci využit mikroskop s motorizovaným stolcem i v ose z, který je schopen proostrit složitou geometrii břitové destičky. Opotřebení se následně vyhodnocuje pomocí grafů, nebo map opotřebení pro znázornění vývoje opotřebení v čase (Obrázek 11), kde  $V_B$  je průměrná hodnota opotřebení,  $V_{B_{max}}$  znázorňuje maximální hodnotu opotřebení na hřbetu,  $V_{B_c}$  je opotřebení hřbetu v oblasti špičky a  $V_{BN}$  znamená opotřebení za zpevněnou částí hřbetu v závislosti na parametrech obrábění a hloubce řezu, neboli opotřebení hřbetu vrubové. Mapy opotřebení zobrazují, jak břit degradoval přímo v provázanosti s jeho původní geometrií [29].



Obrázek 11: Příklad časové mapy opotřebení břitu [29].

Časové průběhy opotřebení břitu destičky se vynášejí do grafu a mají typický tvar (Obrázek 12), kde  $V_B$  znázorňuje průměrné opotřebení hřbetu,  $V_R$  symbolizuje radiální opotřebení špičky a  $K_T$  je hloubka žlábků opotřebení čela, neboli jak je geometrie čela ovlivněna odcházející třískou. Nejčastěji se pro hodnocení opotřebení na hřbetě břitové destičky používá parametr  $V_B$  různých indexů, jako je  $V_B$ ,  $V_{B_{max}}$ ,  $V_{B_c}$ .



Obrázek 12: Graf průběhu opotřebení břitu destičky [29].

Průběh opotřebení se rozděluje do tří základních oblastí:

1. oblast zrychleného záběhového opotřebení, kdy se na vrcholcích nerovnosti nástroje objevují vysoké tlaky až do doby, kdy se tyto nerovnosti otupí a nástroj se zaběhne.
2. oblast lineárního opotřebení – intenzita opotřebení je v této oblasti konstantní, obrobek má obvykle kvalitní povrch.
3. oblast zrychleného nadměrného opotřebení – většinou dochází k náhlému, rychlému, obvykle lavinovému opotřebení nástroje [29].

Ze získaných dat lze odvodit, zda podmínky zvolené při krátkodobé zkoušce opotřebení byly pro testovanou břitovou destičku vhodné, nebo zda je (například s ohledem na kvalitu povrchu a rychlost opotřebení destičky) potřeba parametry obrábění změnit. Během testování se kromě dokumentace opotřebení břitu provádí obvykle také měření drsnosti povrchu obrobku, která zpravidla koresponduje s opotřebením destičky. V první zabíhací fázi a v poslední fázi destrukce destičky je drsnost výrazně horší, než v lineární části opotřebení.

## 6. Úvod do experimentálního programu

Vývoj nástrojů jak pro třískové obrábění, tak i tváření, prošel výrazným vývojem. Pokrok se ubíral jak vývojem nástrojových ocelí s vysokým obsahem legujících prvků, tak i vývojem v oblasti práškových ocelí. Oceli vyráběné práškovou metalurgií jsou v současné době velmi často využívány z důvodu jejich rezných vlastností i odolnosti vůči opotřebení. Technologie práškové metalurgie je ale velmi časově, energeticky i materiálově nákladná, a proto se hledají stále nové možnosti, jak vyvinout materiál nebo postup zpracování, kterým by bylo možné dosáhnout podobných výsledků.

Proto cílem diplomové práce bylo v první řadě navržení a odlití experimentální tavby vysokolegované nástrojové oceli pro práci za studena, která měla korespondující chemické složení, s práškovou ocelí, která se v praxi běžně používá a vyrábí se pod názvem Böhler K390 Microclean. Jedná se o ocel určenou především pro tvarování materiálů jako je stříhání, prostřihování, ohýbání a další. Z toho důvodu disponuje vynikajícími mechanickými vlastnostmi, především otěruvzdorností, tvrdostí, odolností proti abrazi a adhezi a pevností v tlaku. Experimentální ocel stejného chemického složení byla odlita konvenční cestou, aby bylo dosaženo úspory energie a financí, které jsou ve velkém měřítku spotřebovávány práškovou metalurgií. Je to především z důvodu použití vysokých tlaků a teplot během slinování práškového materiálu do finálního tvaru. Naopak výhodou práškové metalurgie je nízký podíl odpadního materiálu během výroby. Oproti tomu hlavní nevýhodou konvenčního lití vysokolegovaných nástrojových ocelí je vznik nevhodné lící struktury po jejich odlití. Jedná se o velké primární karbidy, které mohou být ve struktuře uspořádány ve formě karbidického síťoví, které se společně s velkými primárními karbidy obtížně eliminuje a výrazně zhoršuje mechanické vlastnosti.

Kombinací předností konvenčního lití (nižší cena a nároky na energie a životní prostředí) a práškové metalurgie (nízký podíl odpadního materiálu a získání finálních tvarů po operaci tváření) je možné získat výrobky velmi dobrých užitných vlastností za současné úspory odpadního materiálu a energií na výrobu při využití zpracování ocelí v semi-solid stavu s vloženou deformací. Tímto způsobem zpracování je možné odstranit nevhodnou lící strukturu, neboť zpracování probíhá za vysokých teplot, nad teplotou solidu, kde dochází k natavení a částečné eliminaci primárních karbidů, jejich mechanickému porušení a vytvoření jemné mikrostruktury s homogenně rozmístěnými karbidy legujících prvků.

Pro získání požadované mikrostruktury a s ní spojených mechanických vlastností bylo nutné navrhnout režimy zpracování experimentální oceli v semi-solid stavu a provést jejich odzkoušení s precizní kontrolou všech parametrů během procesu zpracování. Parametry zpracování byly v první fázi stanoveny výpočtem v programu JMatPro. Na základě těchto výpočtů byly navrženy reálné pilotní režimy. Postupně byly hodnoceny získané mikrostruktury a mechanické vlastnosti tvářeného materiálu. Na základě analýzy získaných dat byly parametry zpracování dále optimalizovány a rozšiřovány o další doprovodné zpracování (tepelné zpracování experimentálního materiálu po tváření v semi-solid stavu).

Dalším cílem diplomové práce bylo získání materiálu zpracovaného přechodem přes semi-solid stav s tvářením v oblasti semi-solid stavu nebo solidu, a následně tepelně zpracovaného, tak aby bylo dosaženo požadované mikrostruktury a mechanických vlastností. Takto zpracovaný materiál byl metalograficky hodnocen a byly zkoumány jeho mechanické vlastnosti. Po optimalizaci podmínek zpracování byly zvoleny čtyři zpracování, který byly použity na přípravu materiálu pro výrobu vyměnitelných břitových destiček. Zkouškou obrábění tak došlo ke zjištění dalších užitných vlastností, především otěruvzdornosti. Výroba destiček probíhala za použití vodního paprsku, elektro-erozivního obrábění a nástrojářské



brusky. Následně byly destičky otestovány obráběním materiálu C45 a porovnány s destičkou vyrobenou z porovnávacího materiálu Böhler K390 Microclean.

## 6.1. Použité metody vyhodnocení

Příprava metalografických výbrusů probíhala po rozřezání polotovarů pomocí vodního paprsku v metalografické laboratoři, kde byly vzorky v případě potřeby dále děleny pomocí přesných metalografických pil Struers, následně byly zalisovány do pryskyřice pro lepší manipulaci s nimi a broušeny a leštěny automatickou metalografickou bruskou a leštičkou Struers. Leptání probíhalo v leptadle Nital 4% (kyselina dusičná + ethanol), případně pozorování probíhalo z důvodu vysokého kontrastu chemických prvků v neleptaném stavu. Pro metalografické pozorování byly použity světelné mikroskopy Olympus GX51 (inverzí světelný mikroskop pro pozorování metalografických i biologických vzorků), Zeiss AXIO Lab.A1 a světelný konfokální mikroskop Olympus LEXT, který umožňuje lepší pozorování karbidů s větším zvětšením. Dále řádkovací elektronové mikroskopy Zeiss EVO a Zeiss AURIGA Crossbeam 340, který je vybaven nejen elektronovým paprskem, ale i iontovým paprskem pro přípravu vzorků odprašování. Mikroskop je vybaven Schottkyho katodou s rozlišením elektronového paprsku 1 nm. Mikroskop dále disponuje detektorem sekundárních a zpětně odražených elektronů (SE, BSE), detektorem pro energeticky disperzní rentgenovou spektroskopii (EDS), detektorem pro fázovou analýzu materiálů (EBSD) a detektorem pro pozorování tenkých vzorků v transmisním módu (STEM).

V rámci metalografického hodnocení byla měřena tvrdost a mikrotvrdost. Pro měření tvrdosti a mikrotvrdosti byl využíván univerzální stroj pro měření tvrdosti dle Vickerse Wolpert Wilson instruments 432-SVD.

## 7. Analýza výchozího stavu experimentálního materiálu

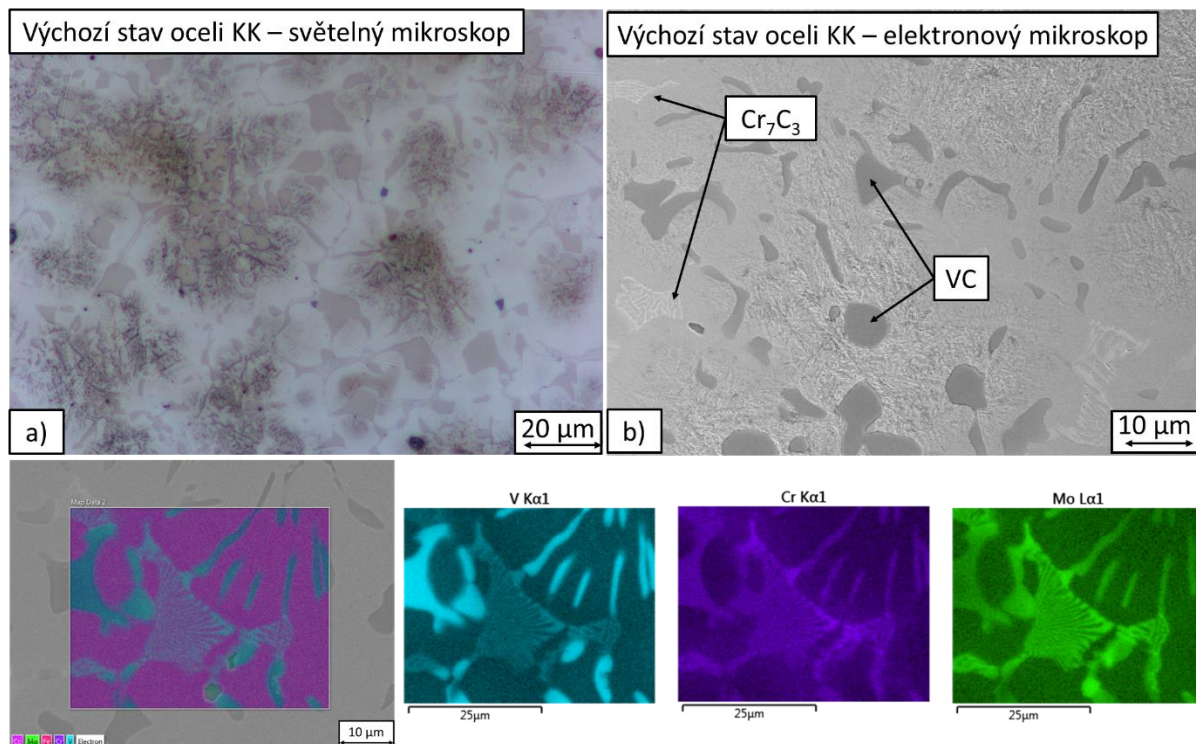
Pro experimentální program byla odlita vysokolegovaná nástrojová ocel, která měla korespondující chemické složení jako komerčně vyráběná prášková ocel pro práci za studena s označením Böhler K390. Tato ocel se vyznačuje dobrými mechanickými vlastnostmi, především vysokou odolností proti opotřebení, tvrdostí a pevností v tlaku. To je dáno jejím legováním, kde dominuje především vanad, kterého se v oceli vyskytuje 9 %. Mezi další významné legující prvky s výrazným podílem ve složení experimentální oceli patří molybden, kobalt, wolfram a chrom. Kombinace legujících prvků předurčuje tento materiál pro použití jako nástroje pro tváření a další technologie tvarování materiálu, jako například stříhání a ohýbání. Takto legované materiály se obvykle vyrábí metodou práškové metalurgie. Tímto způsobem se získají díly finální geometrie, které jsou po tepelném zpracování připraveny pro provoz. Tepelné zpracování takových ocelí je obdobné, jako zpracování nástrojových ocelí. Výhodou této metody výroby materiálu je nízký podíl odpadního materiálu, ale značnou nevýhodou je finanční a energetická náročnost procesu výroby. Z toho důvodu byl experimentální materiál odlit konvenční cestou, čímž došlo k úspoře. Na druhou stranu ale vysokolegované lité oceli tvoří nevhodnou lící strukturu s velkými primárními karbidy, které se obtížně odstraňují. Z toho důvodu byla experimentální ocel KK tvářena v semi-solid stavu, tedy při teplotách, kdy dochází k eliminaci těchto primárních karbidů.

Experimentální materiál – vysokolegovaná nástrojová ocel pro práci za studena – byl dodán ve formě malého 40 kg ingotu a dostal označení KK. Ingot byl odlit standardní metalurgickou cestou do kokily tvaru komolého kužele. Po dodání byla z ingotu pomocí vodního paprsku (PTV WJ2030-2Z-COBRA-PJ60°) odříznuta hlava a pata, aby byly odstraněny nečistoty, a hlavová staženina. Poté byl ingot tepelně zpracován a následně byl apretován na CNC soustruhu Siemens OPTi turn L 44. Průměr ingotu po apretování byl 110 mm a jeho délka byla 400 mm. Chemické složení oceli KK bylo navrženo na základě chemického složení komerčně vyráběné práškové oceli Böhler K390 Microclean, se kterou byla experimentální ocel následně srovnávána v oblasti mechanických i metalografických vlastností. Experimentální ověření chemického složení tavby byla provedena v průřezu ingotu optickým emisním spektrometrem Bruker Q4 TASMAN (Tabulka 2).

**Tabulka 2: Chemické složení experimentální oceli KK a komerčně vyráběné práškové oceli Böhler K390 s korespondujícím chemickým složením [38].**

Chemické složení [wt%]	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	Co	V	W
<b>Experimentální ocel KK</b>	2,49	0,61	0,29	0,016	0,005	4,21	3,71	0,13	2,11	9,12	0,97
<b>Böhler K390 Microclean</b>	2,47	0,55	0,40	-	-	4,20	3,80	-	2,00	9,00	1,00

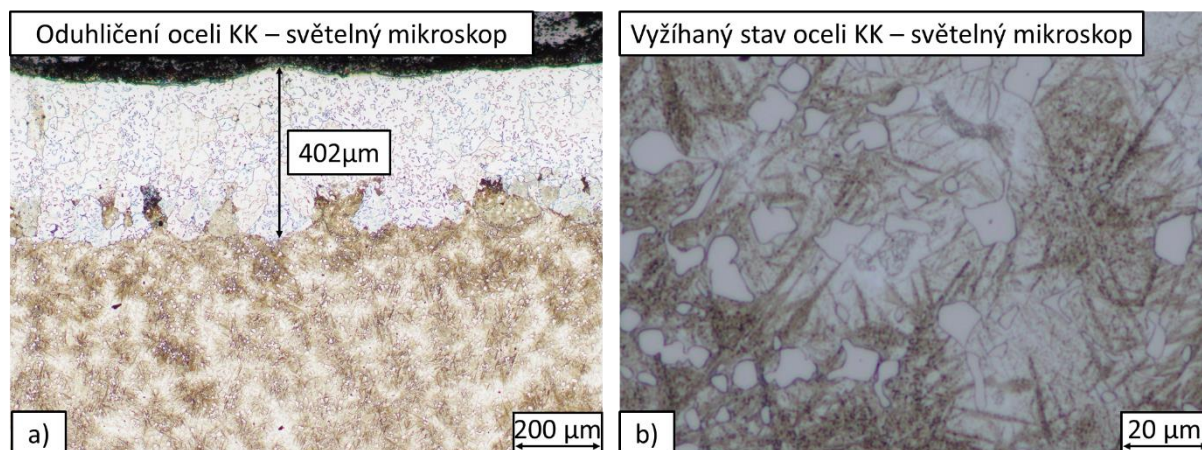
Ve výchozím stavu byla mikrostruktura materiálu tvořena hrubými primárními karbidy legujících prvků (Obrázek 13 a). Jednalo se o směsné karbidy, karbidy vanadu typu VC a karbidy chromu Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, které tvořily křehké karbidické sítě (Obrázek 13b). Plošnou obrazovou analýzou bylo zjištěno, že karbidy ve struktuře zaujímají 18 % plochy. Základní matrice materiálu byla tvořena martenzitem s malým podílem austenitu (Obrázek 13a). Tento typ mikrostruktury odpovídá změřené tvrdosti 653 HV30.



**Obrázek 13: Mikrostruktura výchozího stavu experimentální oceli KK a EDS analýza pro zjištění typů karbidů.**

Celý ingot byl před dalším zpracováním (apretování, dělení na vzorky pro tepelné a tepelně-mechanické zpracování a pro další analýzy) homogenizačně vyžhán v komorové peci s plynotěsnou retortou LAC (PKCR s retortou z materiálu typu INCONEL). Tento způsob tepelného zpracování byl zvolen pro vyrovnání rozdílů v chemickém složení experimentální oceli, které vznikly při tuhnutí ingotu. Aby bylo odstranění chemických heterogenit a primárních karbidů co neúčinnější, byla zvolena teplota žhání 1100 °C a ingot byl žhán po dobu 6 hodin. Po žhání bylo hodnoceno oduhličení povrchové vrstvy ingotu, které bylo z důvodu vysokého obsahu uhlíku v oceli velmi výrazné i přes použití inertního plynu během zpracování a sahalo do hloubky 402 µm (Obrázek 14a). Mikrostruktura takto zpracovaného materiálu byla opět tvořena velkými karbidy legujících prvků, které však měly oproti výchozímu stavu oceli sferoidizovaný tvar, rovněž došlo k rozpuštění některých primárních karbidů. Jednalo se hlavně o primární karbidy chromu  $Cr_7C_3$ , které v litém stavu tvořily karbidické síťoví (Obrázek 14b).

Po vyžhání byla tvrdost oceli KK 672 HV 30. Oproti výchozímu stavu tedy lehce vzrostla, neboť ve výchozím stavu byla tvrdost 653 HV 30. Nárůst tvrdosti může být dán rozpuštěním části karbidů a tím obohacením základní matrice o legující prvky, které zvyšují tvrdost materiálu. Z důvodu velkého oduhličení a obecně špatné kvality povrchu byl ingot po homogenizačním žhání apretován na výsledný průměr 110 mm. Z tohoto polotovaru byly dále vodním paprskem vyřezány vzorky pro tepelné a tepelně-mechanické zpracování, metalografické analýzy a mechanické zkoušky. Základní tvar vzorků pro další zpracování byl hranol o rozměrech cca. 40 x 20 x 20 mm, který nebyl dále nijak povrchově upravován, došlo pouze ke sražení hran na dvoukotoučové dílenské brusce. Rozměry vzorku byly vyráběny s přesností  $\pm 1$  mm, neboť pro tváření byl využíván hydraulický lis se silou 90 tun, pro který je důležitá pouze rovnoběžnost základů hranolu, aby při tváření nedošlo k jeho zborcení, nikoliv přesné rozměry tvářeného tělesa. Tvar vzorku byl zvolen tak, aby z něho po tváření mohly být zhotoveny vzorky pro mechanické zkoušky a metalografické analýzy, a vyrobeny vyměnitelné břitové destičky pro testy opotřebení.



**Obrázek 14: Mikrostruktura oceli KK po homogenizačním žhání a dokumentace oduhličené vrstvy po tomto zpracování.**

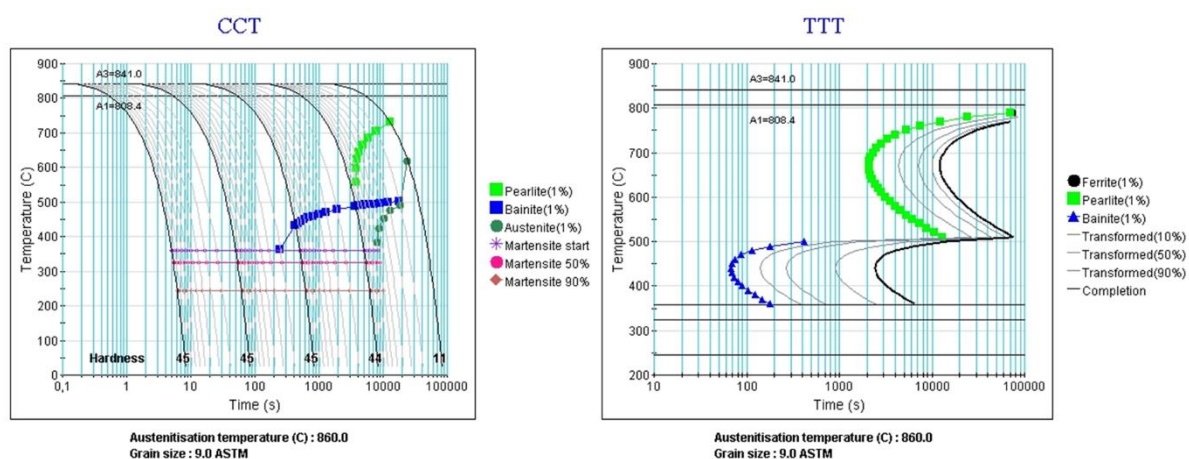
## 8. Zpracování oceli KK s přechodem přes semi-solid stav

### 8.1. Určení materiálových vlastností experimentální oceli KK

V první řadě bylo přistoupeno k určení materiálových vlastností oceli KK, aby mohly být navrženy parametry jejího zpracování v semi-solid stavu. Určení materiálových charakteristik probíhalo nejprve v software JMatPro a následně experimentálně. Pro experimenty již nebyly použity všechny parametry, jako u simulací v software JMatPro z důvodu časové, finanční i materiálové náročnosti. Jednalo se o vybrané režimy zpracování pro určení teploty, při které je v materiálu ideální podíl tekuté fáze.

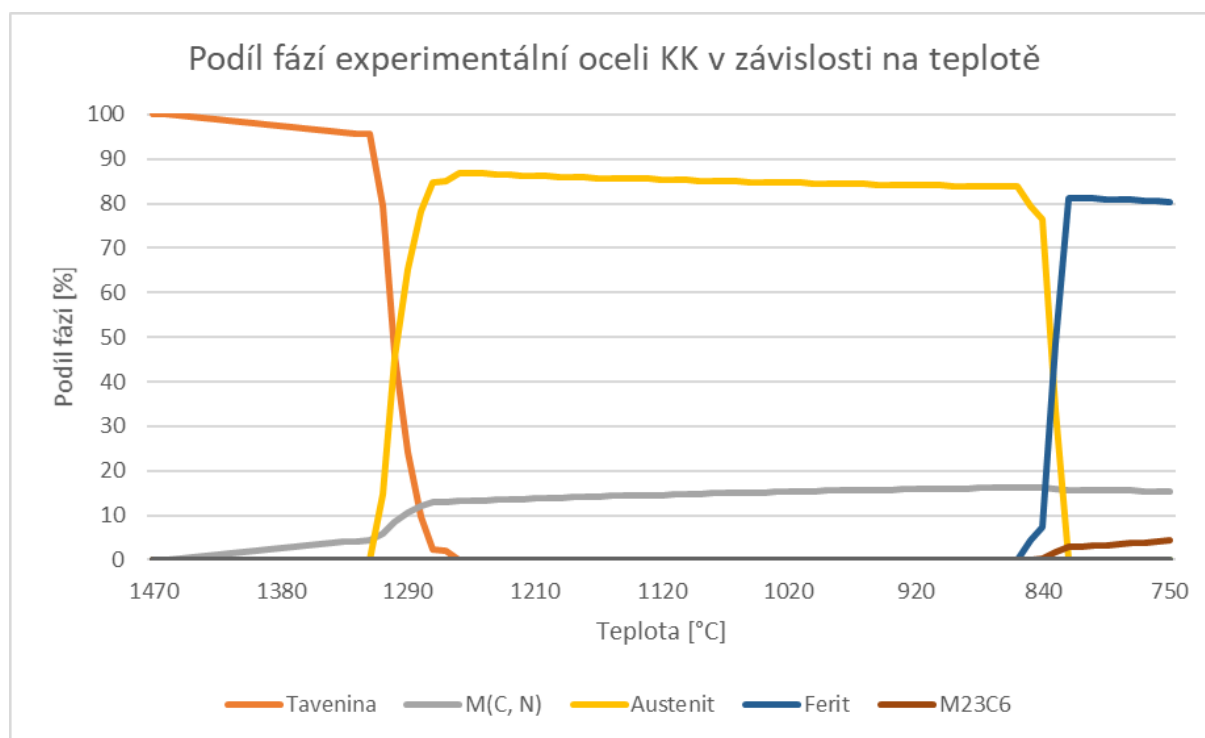
#### 8.1.1. Určení materiálových vlastností v software JMatPro

V software JMatPro byly na základě přesného materiálového složení zjišťovány materiálové vlastnosti. Software pracuje s databází známých materiálů a jejich charakteristik, které následně iteruje dle zadaného chemického složení. V první řadě byly vypočteny diagramy anizotermického rozpadu austenitu (CCT) a izotermického rozpadu austenitu (TTT) pro experimentální materiál. Z těchto diagramů byly zjištěny transformační teploty, především  $A_1$ ,  $A_3$  a teploty počátku a konce martenzitické přeměny (Obrázek 15).



**Obrázek 15: Diagramy anizotermického a izotermického rozpadu austenitu pro experimentální ocel KK vypočítané v software JMatPro.**

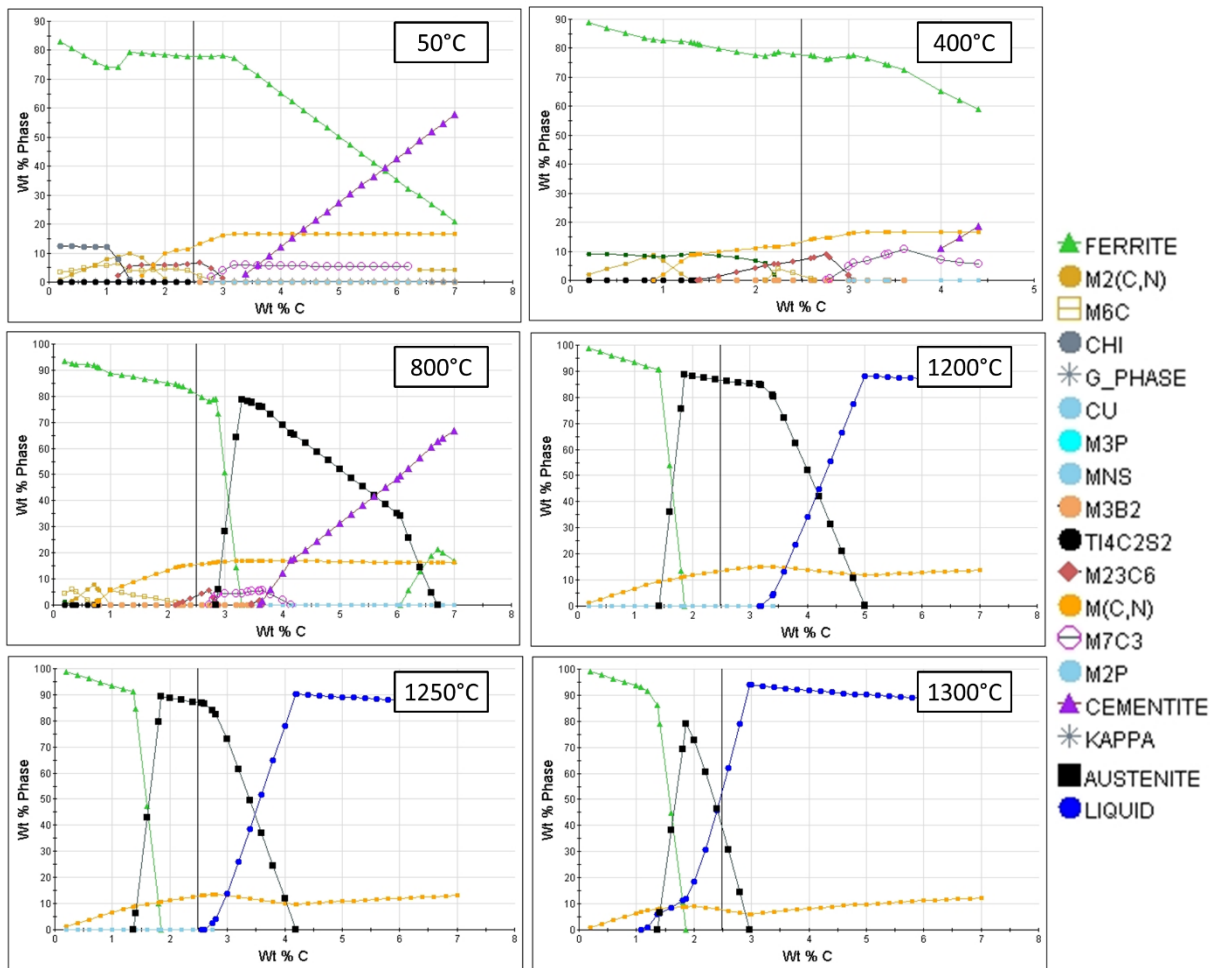
Pro návrh režimů tepelného a tepelně-mechanického zpracování experimentální oceli KK a především pro její zpracování v semi-solid stavu bylo dále nezbytné zjistit závislost podílu tekuté fáze na teplotě. Za tímto účelem byl vypočten graf změn fázového složení oceli KK v závislosti na teplotě. Ten sloužil pro zjištění intervalu teplot, kdy podíl tekuté fáze ve struktuře odpovídá zhruba 15 – 35 %. Zjištěný interval teplot byl 1260 – 1290 °C (Obrázek 16). Pro účely experimentu byl interval rozšířen na 1220 – 1300 °C, neboť vypočítané hodnoty jsou pouze aproximací reálného stavu. V tomto intervalu teplot následně probíhalo experimentální zjišťování ideální teploty tváření oceli KK v semi-solid stavu. Přímé experimentální zjišťování dané teploty bez softwarové podpory by bylo příliš materiálově, časově i finančně náročné. Počátek tavení stanovený programem JMatPro je 1260 °C.



**Obrázek 16: Výpočet závislosti podílu tekuté fáze na teplotě experimentální oceli KK pro určení počátečních parametrů zpracování.**

V dalším kroku bylo přistoupeno k výpočtu fázového složení při určitých teplotách, zatímco byl variován obsah uhlíku (Obrázek 17). Z důvodu vysokého obsahu legujících prvků, včetně uhlíku, v oceli KK dochází v průběhu tepelné expozice k výrazným změnám a k rychlému přerozdělení legujících prvků. Chemické složení této oceli může být značně heterogenní, protože se v její mikrostruktúře vyskytuje velké množství karbidů, do kterých jsou soustředěny karbidotvorné prvky a uhlík. Tento jev není možné simulovat pomocí výpočetního programu JMatPro, avšak dynamický vývoj fázového složení v závislosti na obsahu uhlíku a teplotě sledovat lze a na základě těchto výpočtů je možné určit složení v jednotlivých oblastech.

Grafy fázového složení při různých teplotách v závislosti na podílu uhlíku byly sestaveny od teploty 50 °C až do limitní teploty 1300 °C. Se vzrůstající teplotou docházelo k rozpuštění méně stabilních a teplotně méně odolných fází a zároveň k tvorbě nových fází. Při pokojové teplotě je dle výpočtů mikrostruktura oceli KK tvořena složitou směsí karbidů v základní feritické matici, případně matici martenzitické. Dominantní podíl mezi karbidy zaujímá MC, tedy v této oceli karbid vanadu – VC. Současně s tímto typem karbidů se ve struktuře vyskytují ještě primární karbidy chromu  $M_{23}C_6$  a směsné karbidy  $M_6C$ . Karbidy VC zaujímají při pokojové teplotě zhruba 12 % hmotnostních procent. Se vzrůstající teplotou podíl karbidů vanadu VC nejprve narůstá, až zhruba na 17 % hmotnostních procent při teplotě 800 °C, při které už jsou směsné karbidy  $M_6C$  takřka rozpuštěné a karbidy  $Cr_{23}C_6$  zaujímají pouze 4 hmotnostní procenta. Následně se začíná objevovat austenit a fáze sulfid MnS a podíl karbidů VC postupně klesá. Při teplotě 1200 °C zaujímají karbidy VC 13 hm %, avšak při teplotě 1300°C už pouze 7 hm%. Nad teplotou 1200 °C se ve struktuře objevuje také tekutá fáze, která dle výpočtů při teplotě 1300 °C zaujímá zhruba 55 hm%. Tyto hodnoty jsou vypočítány pro rovnovážné stavy materiálu, tedy pro nekonečně dlouhou výdrž na zadané teplotě. Z toho vyplývá, že ani při prodloužení výdrže na teplotě semi-solid stavu není možné eliminovat všechny primární karbidy vanadu VC. Avšak dojde k jejich částečnému rozpuštění a jejich natavení. Ve výsledné mikrostruktúře budou tedy sferoidizované a jemnější, než v původní mikrostruktúře ingotu.



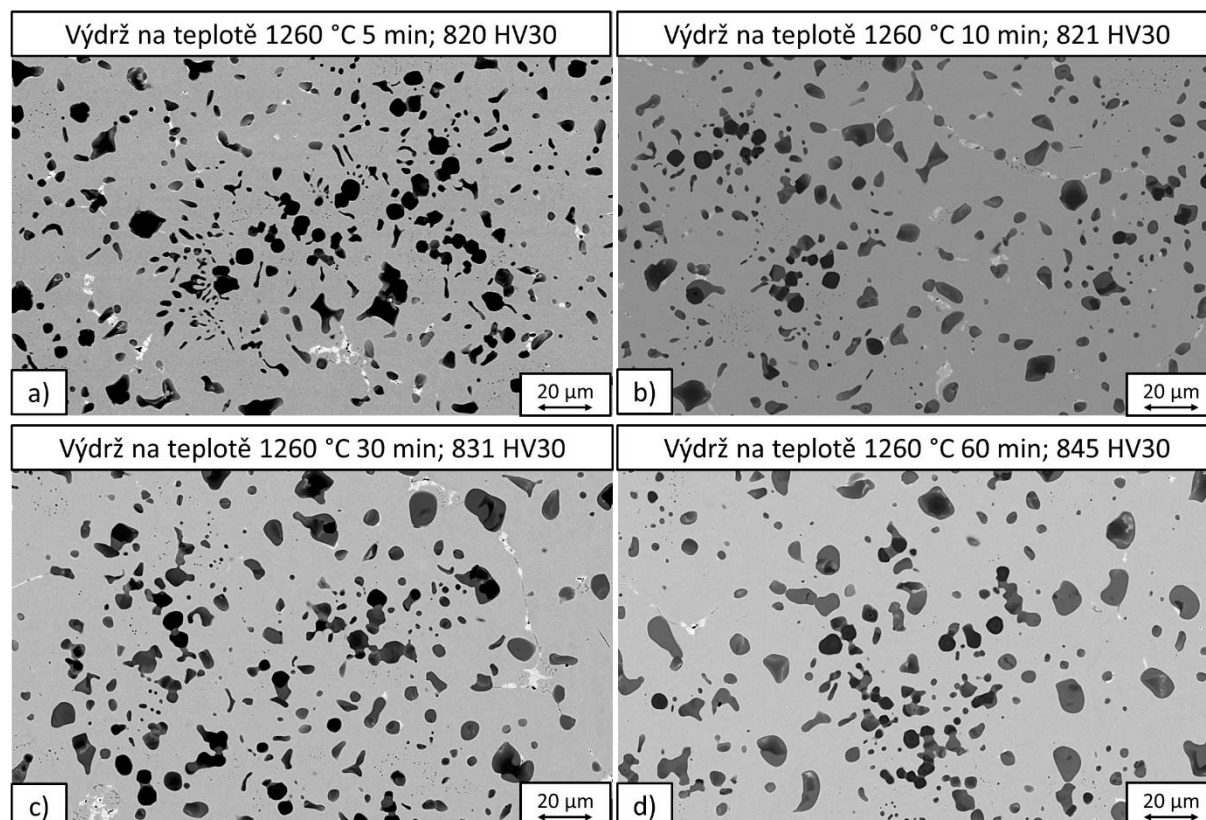
Obrázek 17: Fázové složení oceli KK při daných teplotách s variací uhlíku.

### 8.1.2. Experimentální určení materiálových vlastností

Pro experimentální zjištění ideální teploty tváření oceli KK v semi-solid stavu byly zkušební polotovary ohřaty na teploty mezi 1220 a 1300 °C s krokem po 20 °C a výdrží na teplotě 20 min. Poté byly polotovary kaleny ve vodní lázni. Následně byla zkoumána mikrostruktura výsledných polotovarů. Na základě těchto testů byla vyřazena teplota 1300 °C jako nevyhovující a příliš vysoká, protože došlo ke znehodnocení materiálu expozicí na vysoké teplotě a v mikrostruktuře se vyskytovaly oblasti s taveninou zachycenou uvnitř zrn, což je nežádoucí jev. S postupným zvyšováním teploty se objevovala mezikrystalová koroze na hranicích zrn, kde docházelo k praskání. Dále se tvořilo větší množství karbidického síťoví jak na hranicích zrn, tak uvnitř. To má opět nežádoucí vliv na mechanické vlastnosti, protože je karbidické síťoví velmi křehké. Současně byla pozorována stále větší chemická heterogenita, která vede k nestejným mechanickým vlastnostem.

Dalším krokem experimentu bylo zjištění ideální doby výdrže na teplotě tváření před transferem do hydraulického lisu. Za tímto účelem byla vybrána pouze teplota 1260 °C jako referenční. Polotovar standardních rozměrů byl vložen do pece bez ochranné atmosféry o teplotě 1260 °C, kde byla provedena výdrž 5, 10, 30 a 60 minut. Účelem tohoto kroku bylo zjistit optimální dobu výdrže pro rozpuštění co největšího množství karbidů, pro dostatečné prohřátí materiálu a získání požadovaného podílu tekuté fáze (zhruba 25 % tekuté fáze pro optimální průběh tváření, eliminaci nevhodných karbidů a získání homogenní struktury). V případě nízkého podílu tekuté fáze během tváření by mohlo dojít k praskání polotovaru, kvůli charakteru mikrostruktury před tvářením, která je tvořena velkým množstvím primárních

karbidů, které je nutné částečně natavit. Po výdrži na teplotě byly i tyto polotovary zakaleny do vodní lázně. Pro získání dostatečného kontrastu při pozorování natavení karbidů byly vzorky připraveny pro skenovací elektronový mikroskop bez naleptání a následně byly pozorovány pomocí detektoru BSE. V režimu zpětně odražených elektronů je dobře patrný kontrast mezi chemickými prvky a bylo možné pozorovat, že jednotlivé karbidy jsou tvořeny více legujícími prvky s nehomogenním chemickým složením. Po výdrži 5 minut na teplotě 1260 °C byla mikrostruktura tvořena karbidy nehomogenní velikosti s větším podílem karbidického síťoví a dosahovala tvrdosti 820 HV30. Karbidické síťoví bylo tvořeno především karbidy  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , které se s prodlužující se dobou výdrže na teplotě 1260 °C rozpouštěly (Obrázek 18 a-d).



Obrázek 18: Vliv doby výdrže na mikrostrukturu oceli KK.

Současně s prodlužující se dobou výdrže docházelo ke shlukování malých karbidů ve větší konglomeráty a karbidy ve struktuře byly celkově hrubší (Obrázek 18d) a tvrdost zpracovaných vzorků postupně stoupala až k 845 HV30 u režimu s výdrží na teplotě po dobu 60 min. Nejlépe byl hodnocen režim s dobou výdrže 30 min, protože již došlo k rozpuštění značné části karbidického síťoví a zároveň ještě nedošlo k přílišnému zhrubnutí karbidů a sloučení všech karbidů malých rozměrů. Tvrdost dosažená při provedení výdrže na semi-solid teplotě po dobu 30 min byla 831 HV30.

## 8.2. Semi-solid zpracování oceli KK a její metalografické hodnocení

Zpracování oceli KK v semi-solid stavu bylo provedeno v halové laboratoři za použití hydraulického lisu o síle 90 tun. Pro ohřev a tepelné zpracování vzorků byly použity elektrické odporové komorové pece bez ochranné atmosféry. Jednalo se o vysokoteplotní pec se silitovými (karbid křemíku) topnými články, která byla použita pro režimy zpracování při nejvyšších teplotách. Pro teploty do 1260 °C byly použity pece s kanthalovými ( $\text{FeCrAl}$  slitina) topnými články. Dále byla použita popouštěcí pec LAC. Chlazení vzorků bylo realizováno



různými médii pro zjištění ideální varianty. Odzkoušeno bylo kalení do vodní lázně, roztoku polymeru, kalícího oleje a na vzduchu.

Pro lepší přehlednost bylo semi-solid zpracování oceli KK rozděleno do tří fází. Během první fáze byly odzkoušeny různé teploty výdrže pro zjištění ideální teploty pro tváření v semi-solid stavu, kdy byly vzorky buď pouze ohřáty na tuto teplotu bez deformace, nebo byly deformovány o 50% z původní výšky. Současně byla zkoušena různá kalící média. Účelem této fáze bylo stanovit teplotu, kdy je možné provádět tváření materiálu bez vzniku trhlin a dochází k eliminaci primárních karbidů ze struktury. Současně je nutné zakalení uskutečnit takovou rychlostí, aby byla výsledná mikrostruktura tvořena jemnými globulárními karbidy homogenně rozptýlenými v martenziticko-austenitické matici.

V druhé fázi semi-solid zpracování byla již použita postupně optimalizovaná teplota pro ohřev do semi-solid stavu a tváření oceli KK a to na 1260 °C. Pozornost byla zaměřena na způsob deformace (počet deformačních kroků) a teplotu tváření po přechodu přes semi-solid stav. Byla odzkoušena dvojnásobná deformace (značení 2x). Tváření bylo u některých režimů provedeno až na teplotě 1100°C. Na teplotu tváření byl vzorek nejprve zakalen z teploty ohřevu ve vodě po dobu 3s a poté vložen do pece o teplotě 1100 °C. Účelem této fáze bylo získání jemnější mikrostruktury a s tím spojených lepších mechanických vlastností, především otěruvzdornosti.

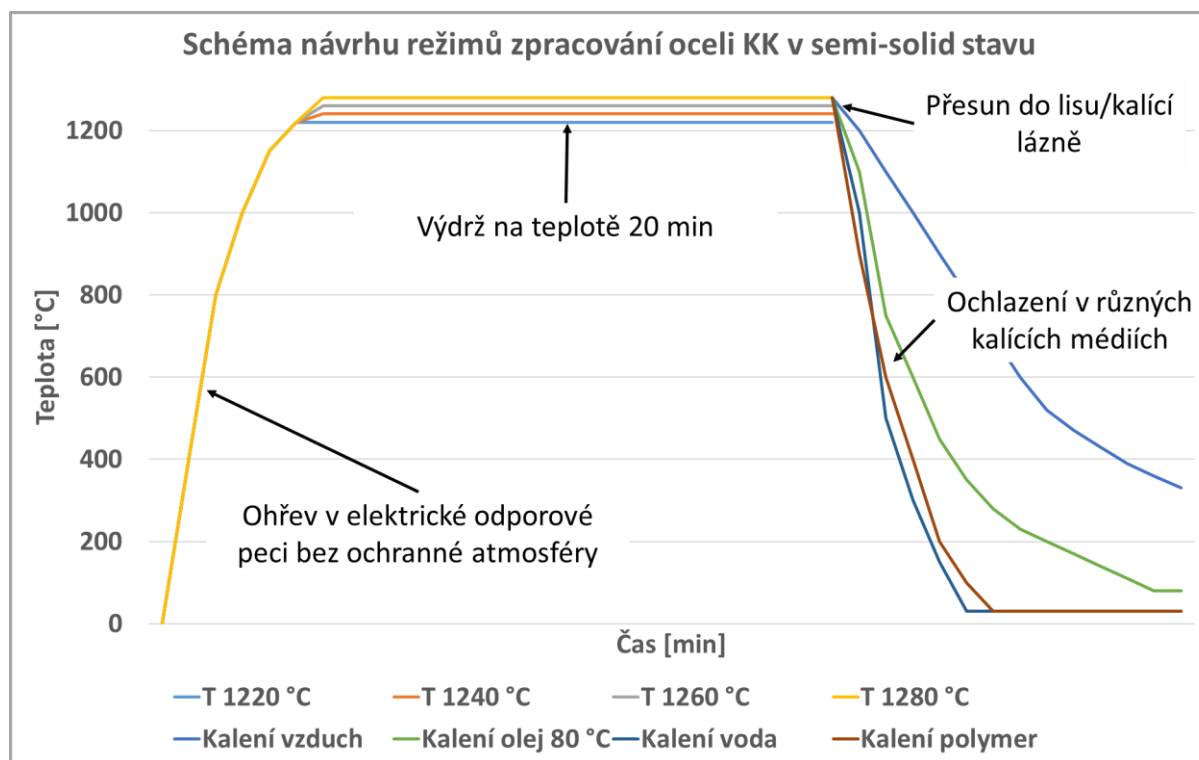
Ve třetí fázi semi-solid zpracování byly optimalizovány parametry tepelného zpracování vzorků po tváření v semi-solid stavu. S ohledem na to, že experimentálním materiálem je vysokolegovaná ocel určená pro práci za studena, je vhodné zahrnout několika stupňové popouštění pro podpoření sekundární tvrdosti oceli, která zajistí opět lepší otěruvzdornost výsledného nástroje, který bude z oceli KK vyroben.

### **8.2.1. První fáze semi-solid zpracování – zjištění ideální teploty ohřevu a kalícího média**

Režimy první fáze semi-solid zpracování byly navrženy pro teploty z intervalu 1220 °C – 1280 °C s krokem 20 °C. Všechny režimy zahrnovaly výdrž na semi-solid teplotě 20 minut. Dle výpočtů v JMatPro by se experimentální ocel KK měla začít tavit při teplotě 1260 °C a být plně roztavená zhruba při 1290 °C. Experimentálně však bylo ověřeno, že interval teplot pro tváření této oceli v semi-solid stavu je výrazně širší. Ovšem i v daném intervalu je nutné najít optimální teplotu pro získání mikrostruktury požadovaných vlastností. Následně došlo buď rovnou k ochlazení vzorku v jednom z kalících médií (voda, vzduch), nebo byl vzorek tvářen na hydraulickém lisu (Obrázek 19).

Tváření bylo v první fázi testování provedeno jedním deformačním krokem (značení 1x). Vzorek byl pěchován o 50 %, tedy z výšky 40 mm na výšku 20 mm. Po tváření bylo provedeno kalení ve všech zmíněných médiích. Vzorky byly po zpracování metalograficky hodnoceny na světelném a konfokálním mikroskopu a byla měřena tvrdost. Vybrané vzorky byly poté podrobeny detailnějšímu zkoumání na rádkovacím elektronovém mikroskopu.

Krajní zkoušené teploty zpracování, tedy 1220 °C a 1280 °C, byly hodnoceny jako nevhodné pro další testování. Při výdrži na teplotě 1220 °C nedošlo k uspokojivému rozpuštění karbidů a v mikrostruktuře zůstaly velké primární ostrohranné karbidy jak při chlazení na vzduchu, tak při kalení do vody.

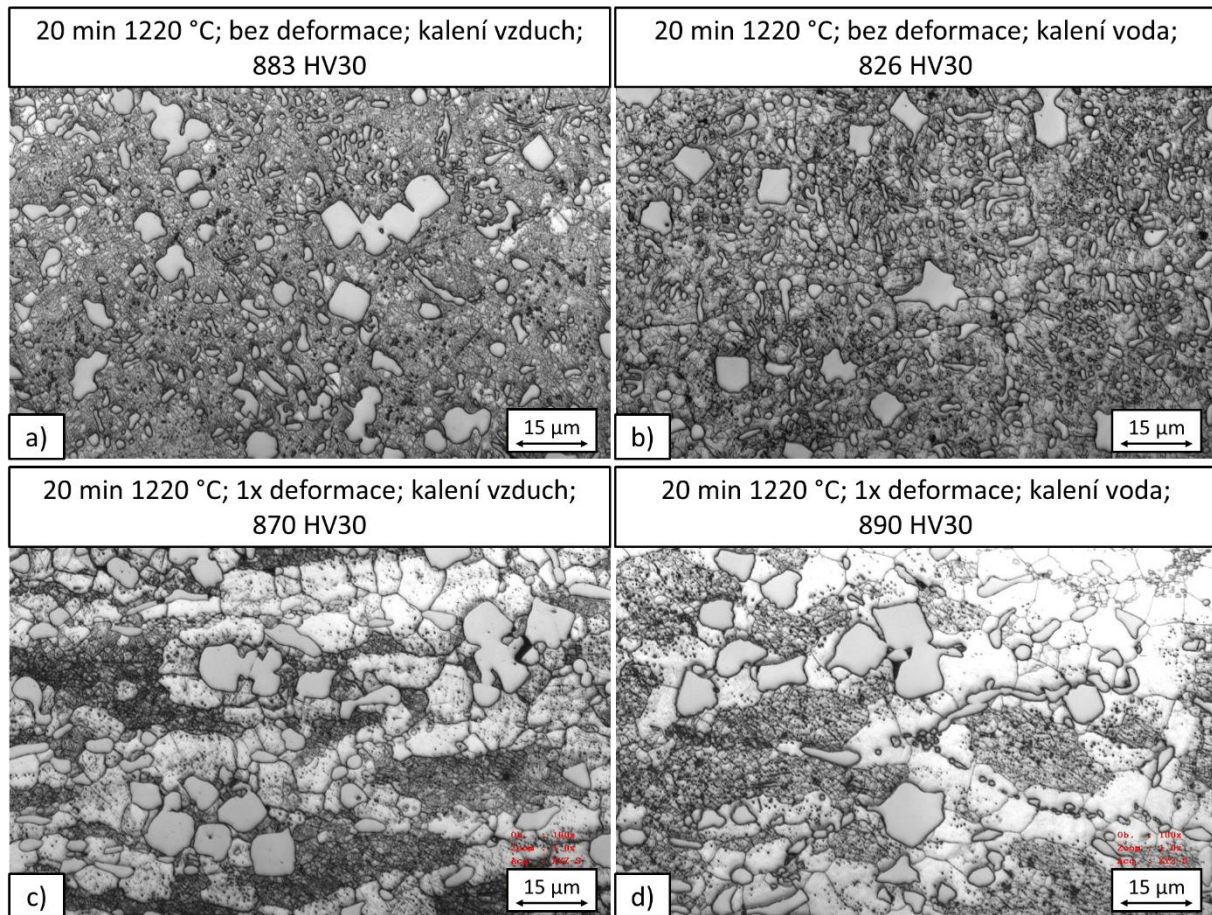


**Obrázek 19:** Návrh zpracování oceli KK v semi-solid stavu bez následného tepelného zpracování.

Struktura byla tvořena martenziticko-austenitickou (M-A) matricí (tvořenou martenzitem a zbytkovým austenitem), v které byly zřetelné hranice velmi malých austenitických zrn. Tato zrna dosahovala velikosti v jednotkách mikrometrů a byla částečně transformována na martenzit. V případě kalení do vody byla struktura celkově jemnější (Obrázek 20 a, b). Lepšího výsledku nebylo dosaženo ani pomocí deformace vzorků na teplotě 1220 °C. Deformace nezpůsobila dostatečné mechanické porušení karbidů. Vzhledem k velikosti karbidů došlo vlivem vložené deformace k výskytu trhlin okolo stávajících karbidů (Obrázek 20 c, d). Trhliny by následně vedly ke zhoršení mechanických vlastností materiálu a mohlo by dojít i k porušení nástroje z tohoto materiálu vyrobeného. Vlivem vložené deformace došlo k částečnému zhrubnutí struktury a současně ve struktuře začaly precipitovat sekundární karbidy bohaté na legující prvky. Ani v jednom z případů nebylo pozorováno vytvoření karbidického síťoví, které vzniká při přítomnosti většího množství taveniny.

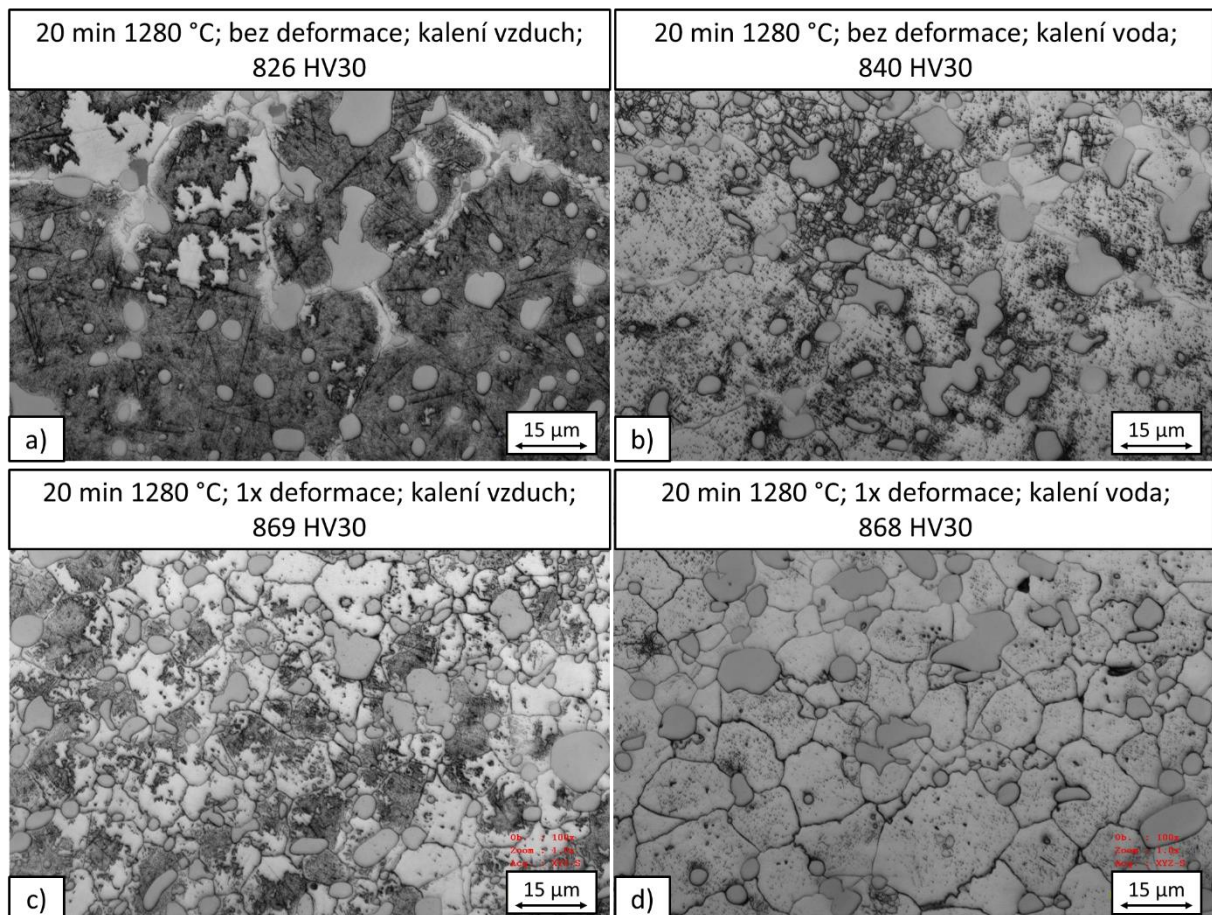
Při nejvyšší zkoušené teplotě v této fázi experimentu 1280 °C došlo již k natavení karbidů, což vedlo jak ke zmenšení jejich velikosti, tak i k jejich sferoidizaci. Díky difúzi uhlíku a legujících prvků do okolní matrice byla výrazně snížena teplota  $M_s$  okolního austenitu, což vedlo k jeho stabilizaci během ochlazování. Ve struktuře se tak vyskytovaly větší oblasti austenitu, které byly právě okolo částečně rozpuštěných karbidů. Tento jev byl sledován jak v případě vzorků vychlazených na vzduchu, tak kalených do vody. Tento způsob zpracování by tedy vedl ke vzniku nehomogenní struktury, což by vedlo k heterogenním mechanickým vlastnostem výsledného dílu, což je opět nežádoucí (Obrázek 21 a, b). Natavení karbidů vedlo také k tomu, že se primární karbidy malých rozměrů začaly shlukovat ve větší konglomeráty. V případě, že byla do materiálu vložena deformace, konglomeráty utvořily energeticky nejvýhodnější velké sferoidizované karbidy (Obrázek 21 c, d). Struktura deformovaná při teplotě 1280 °C také vykazovala chemickou heterogenitu, a to především v případě chlazení na vzduchu, kdy měly legující prvky dostatek času difundovat a tvořit větší sekundární karbidy.

Základní matrice takto zpracovaného materiálu byla tvořena martenzitem a zbytkovým austenitem.



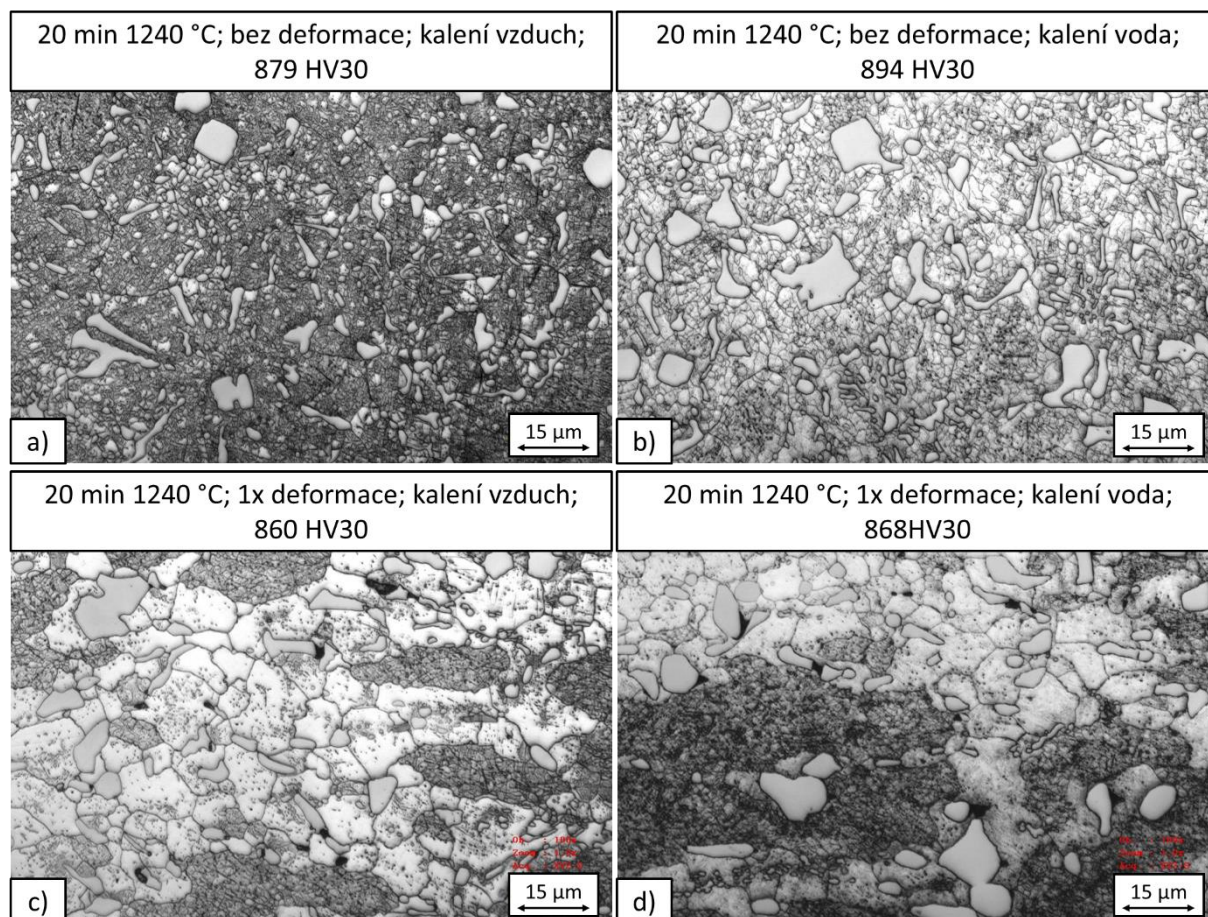
Obrázek 20: Zpracování oceli KK v semi-solid stavu při teplotě 1220 °C.

Z hlediska mikrostruktury se slibněji jevil režim zpracování materiálu při teplotě 1240 °C, kdy došlo už k výraznějšímu natavení primárních ostrohranných karbidů velkých rozměrů, které se ve struktuře vyskytovaly, avšak stále nebyly odstraněny dostatečně. V případě režimů bez deformace, tedy při přímém ochlazení na vzduchu či ve vodě se ve struktuře vyskytovaly podlouhlé karbidy ve tvaru jehlic, které by opět mohly vést ke zhoršení mechanických vlastností výsledného produktu. Austenitická matrice byla opět tvořena většími austenitickými zrn, jejichž hranice byly zřetelné i v naleptaném martenzitu. Tato zrna byla plná malých austenitických zrn (subzrn), která vznikala pravděpodobně na chemických heterogenitách vyskytujících se v rámci zrna. V těchto zrnech proběhla ještě navíc i částečná transformace na martenzit. Tvrdost vzorků byla opět vysoká, hodnota tvrdosti byla 879 HV30 u vzorků chlazených na vzduchu a 894 HV30 u vzorků kalených do vody (Obrázek 22 a, b).

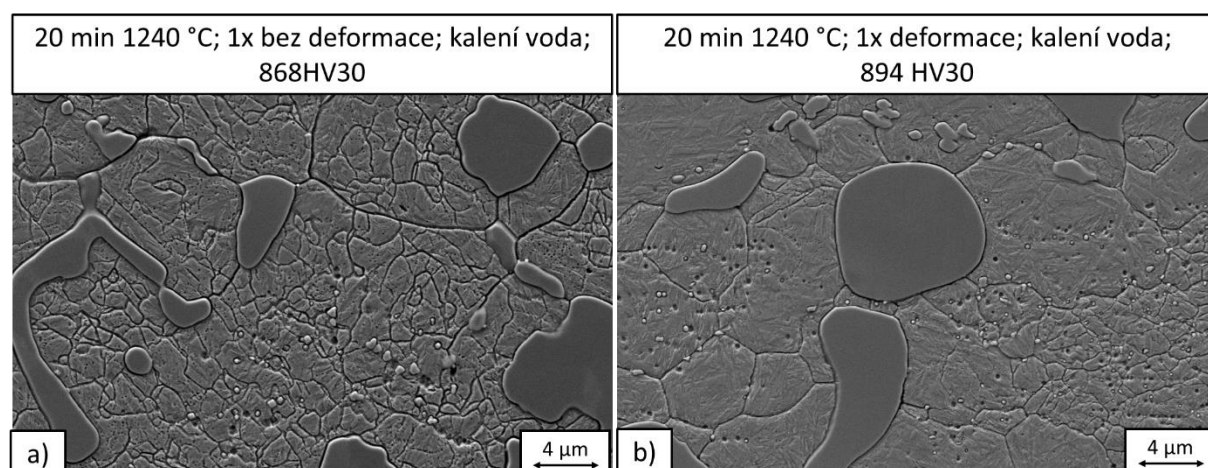


Obrázek 21: Zpracování oceli KK v semi-solid stavu při teplotě 1280 °C.

U režimů s deformací byl pozorován nárůst velikosti původního austenitického zrna, které bylo částečně transformováno na martenzit, takže matrice byla tvořena M-A složkou (martenziticko-austenitickou složkou). Ve struktuře nebyly pozorovány zrna protažená vlivem vložné deformace a to ani po ochlazení na vzduchu nebo ve vodě (Obrázek 22 c, d). Došlo k odstranění substrukтуры z větší části austenitických zrn. Rekrystalizace strukтуры i odstranění velkého množství hranic zrn u malých subzrn vedlo k poklesu tvrdosti takto zpracovaného materiálu na 860 HV30 u vzorků chlazených na vzduchu a 868 HV30 u vzorků po kalení do vody. Po hranicích původních austenitických zrn se vyskytovaly velké karbidy, obvykle typu VC. Uvnitř zrn precipitovaly menší smíšené karbidy s vyšším obsahem chromu a molybdenu (Obrázek 23). Současně se v okolí karbidů v mikrostruktuře deformovaných vzorků vyskytovaly trhliny, které byly způsobeny tvarem těchto karbidů nebo umístěním na hranici zrna, důvodem může být i nízká teplota ohřevu, která vedla k tvorbě nízkého podílu tekuté fáze, která by vedla k tixotropnímu chování materiálu. Takové trhliny by mohly být eliminovány při dostatečném podílu tekuté fáze ve struktuře, která by během tváření snáze vyplňovala prostor vzniklý mezi částmi rozlomených karbidů, případně jiné trhliny vznikající v průběhu zpracování.



Obrázek 22: Zpracování oceli KK v semi-solid stavu při teplotě 1240 °C.

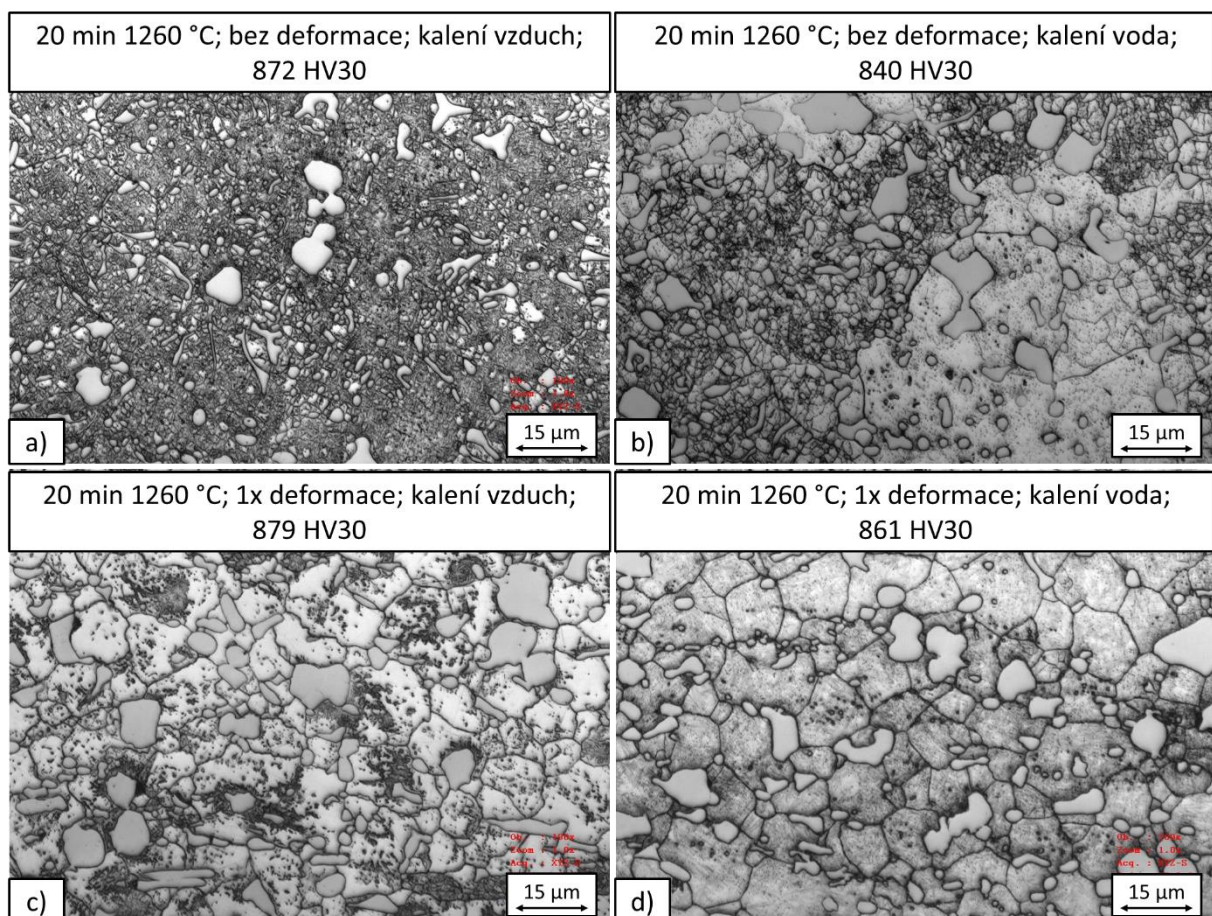


Obrázek 23: Detail mikrostruktur oceli KK po zpracování při 1240 °C s přímým kalením do vody a s jednonásobnou vloženou deformací a kalením do vody.

Jako nejlepší byl hodnocen režim zpracování na teplotě 1260 °C. Tato teplota zpracování byla přechodová mezi přílišným natavením a chemickou heterogenitou z důvodu příliš vysoké teploty a vznikem trhlin z důvodu příliš nízké teploty. Mikrostruktura materiálu zpracovaného při teplotě 1260 °C byla opět tvořena martenziticko-austenitickou maticí, primárními karbidy a velmi jemnými karbidy sekundárními. Režim zpracování bez vložené deformace s kalením na vzduchu tvořil mikrostrukturu s novými, jemně precipitovanými karbidy. Z důvodu pomalého chladnutí měly však sekundární karbidy dostatek času růst a z toho důvodu byly v mikrostruktuře opět pozorovány také chromové karbidy jehlicovitého tvaru. V mikrostruktuře

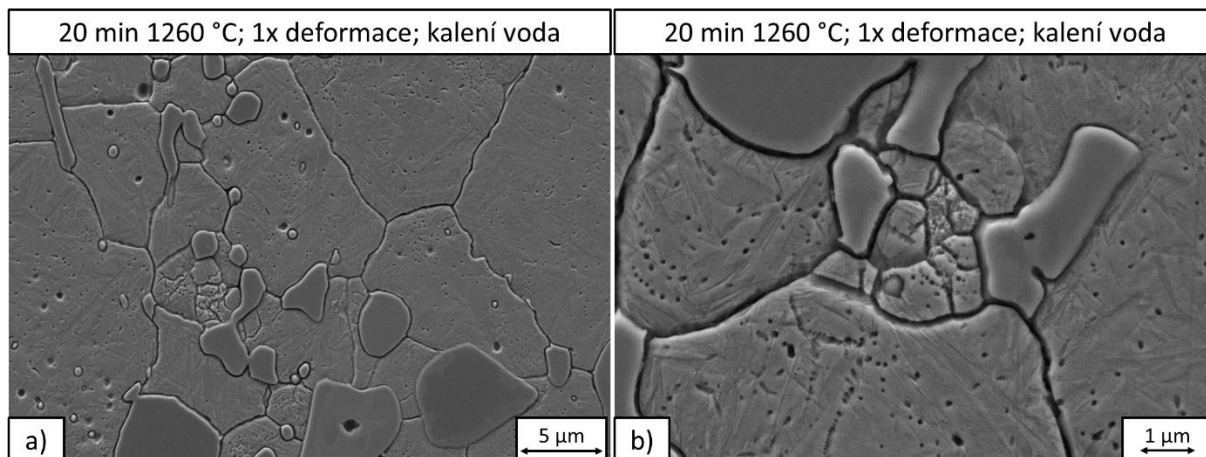
se nacházely i velké sferoidizované karbidy typu VC (Obrázek 24 a). V mikrostruktuře po kalení do vody se z důvodu rychlejšího ochlazování vyskytovalo větší množství jemnozrnných sekundárních karbidů, které neměly čas tvořit konglomeráty a růst do jehlicovitých tvarů (Obrázek 24 b). Díky tomu zůstal v matici zachován vyšší obsah uhlíku, který vedl ke stabilizaci vyššího podílu zbytkového austenitu ve struktuře. Některá austenitická zrna již nebyla vyplněna subzrny. To vše vedlo ke snížení tvrdosti z 872 HV30 při kalení na vzduchu na 840 HV30 při kalení do vody.

Režimy zpracování s vloženou deformací vykazovaly více homogenní charakter výsledné mikrostruktury. Ta sice stále obsahovala větší karbidy, které ale byly homogenně rozptýlené po hranicích původních austenitických zrn. Základní matrice takto zpracovaných materiálů byla opět tvořena M-A složkou (Obrázek 24 c, d). Dále došlo k odstranění subzrn z austenitických zrn. Při pomalém chlazení na vzduchu došlo opět k výrazné precipitaci sekundárních karbidů lokalizovaných v místech jejich vyšší koncentrace. To je z hlediska mechanických vlastností nežádoucí, neboť vede k heterogenním vlastnostem napříč finálním výrobkem.



Obrázek 24: Zpracování oceli KK v semi-solid stavu při teplotě 1260 °C.

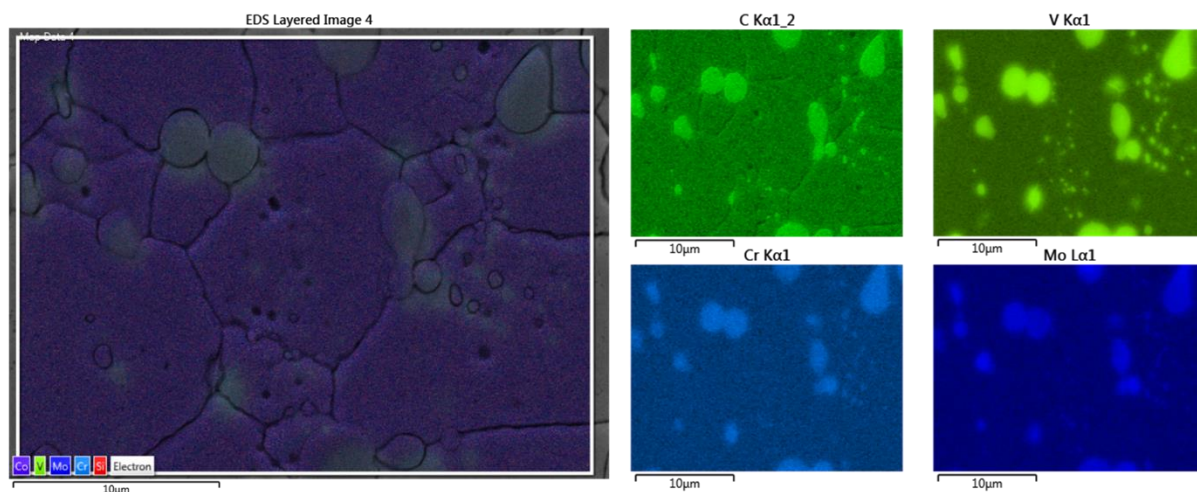
Detailnější metalografické analýzy režimu zpracování s vloženou deformací a kalením do vody, které byly provedeny v řádkovacím elektronovém mikroskopu, potvrdily, že základní matrice materiálu je tvořena M-A složkou. Kontrast jednotlivých jehlic byl ve spektru sekundárních elektronů lépe patrný než při zobrazení světelným, nebo konfokálním mikroskopem. Na detailu struktury jsou patrné jak jehlice martenzitu, tak jemná austenitická subzrna (Obrázek 25).



**Obrázek 25: Mikrostruktura oceli KK po zpracování při 1260 °C s vloženou deformací a kalením do vody zobrazená pomocí řádkovacího elektronového mikroskopu.**

V komoře elektronového mikroskopu byla na materiálu zpracovaném při teplotě 1260 °C s vloženou jednonásobnou deformací a kalením do vody provedena analýza EDS, tedy analýza rozložení chemických prvků ve struktuře. Plošná analýza podílu fází prokázala, že karbidy ve struktuře zabírají zhruba 25 % plochy.

Tato analýza ukázala, že i nově vznikající precipitáty karbidů jsou velmi bohaté na vanad. Během pozorování v elektronovém mikroskopu bylo ve struktuře patrné velké množství důlků, které nasvědčují tomu, že během metalografické přípravy došlo k vymílání a vypadávání velmi jemných precipitátů legujících prvků. Tomu nasvědčuje i fakt, že na EDS analýze jsou v mapách jednotlivých legujících prvků zvýrazněna i právě tato místa v mikrostruktuře (Obrázek 26). Tyto jemné precipitáty se vyskytují ve větší míře uvnitř původních austenitických zrn na rozdíl od větších primárních karbidů typu VC, které se vyskytují po hranicích původních austenitických zrn. Nové jemné precipitáty se tedy mohou tvořit i po hranicích martenzitických jehlic, které jsou uvnitř původních austenitických zrn.



**Obrázek 26: EDS analýza oceli KK po zpracování při 1260 °C s vloženou jednonásobnou deformací a po kalení ve vodě.**

### 8.2.2. Druhá fáze semi-solid zpracování – optimalizace parametrů zpracování na teplotě 1260 °C a vícenásobná deformace

Po nalezení optimální teploty tváření a zjištění strategie, jakou se ubírat v oblasti kalících médií, bylo přistoupeno k rozšíření portfolia kalících médií o olej a 15 % roztok polymeru. Také

byl testován nárůst počtu deformačních kroků z jednoho na dva. Dvojnásobná deformace zkušebního tělesa byla realizována nejprve úběrem z původní výšky 40 mm na 20 mm, následně otočením napěchovaného tělesa o 90° a dalším kováním na výšku 20 mm. Kování bylo opět provedeno na hydraulickém lisu mezi rovnými kovadly.

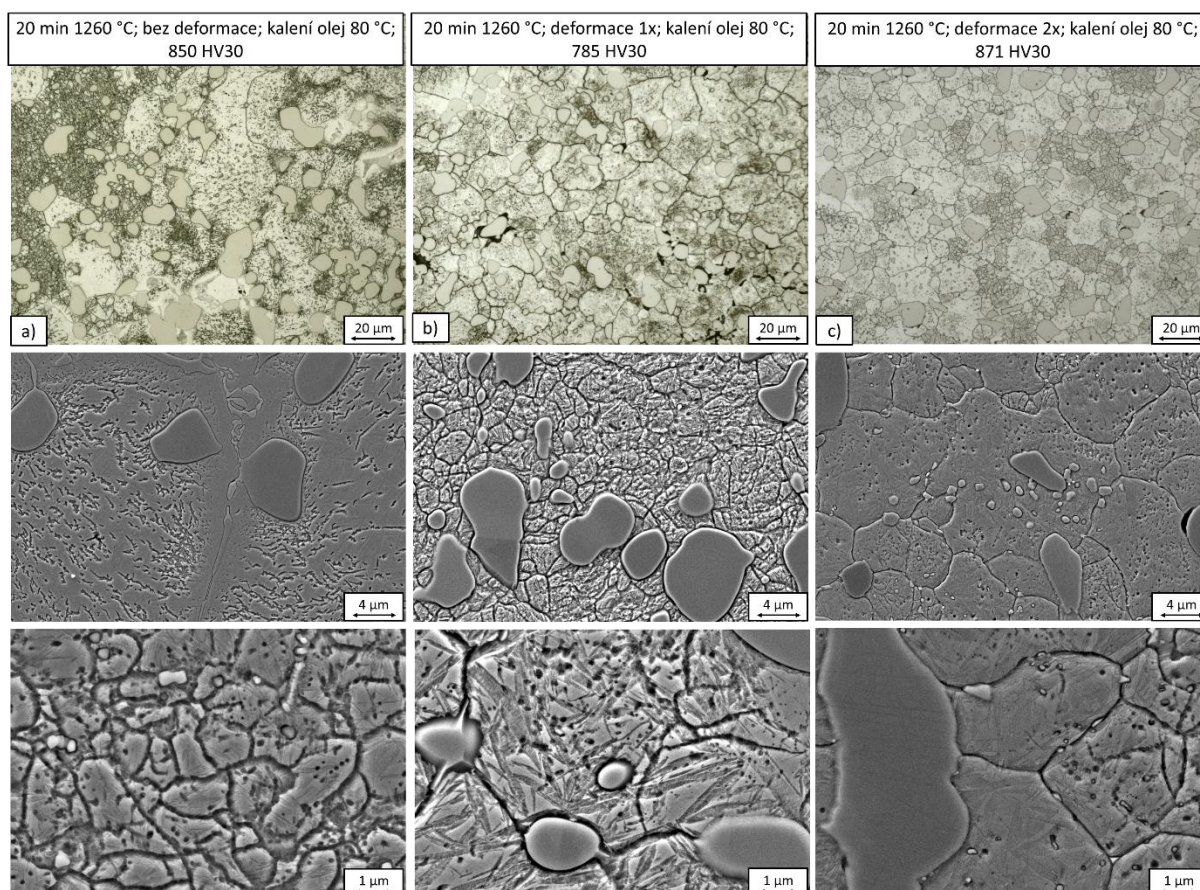
Střední rychlosti kalení při použití oleje o teplotě 80 °C (Marquench 3500 od firmy Petrofer) jako kalícího média vedly k získání velmi jemné struktury s jasně patrnými hranicemi původního austenitického zrna. V případě režimu bez deformace na teplotě semi-solid zpracování došlo k výrazné chemické heterogenitě a zvýšenému nahluštění na hranicích původních austenitických zrn (Obrázek 27 a), což vedlo kvůli snížení teploty  $M_s$  v této části zrna pouze k částečné transformaci austenitu na martenzit uvnitř jednotlivých zrn. Zvýšení obsahu uhlíku po hranicích bylo dáno rozpuštěním primárních karbidů vanadu, které se přednostně vyskytují na hranicích zrn. Uvnitř austenitických zrn došlo k precipitaci sekundárních karbidů legujících prvků. Na hranicích původních austenitických zrn zůstaly zachovány primární karbidy vanadu VC, zatímco uvnitř původních austenitických zrn precipitovaly směsné karbidy a karbidy chromu, které se vyskytovaly na okrajích martenzitických jehlic v martenziticko-austenitické matici.

V případě, že byl materiál na teplotě zpracování v semi-solid stavu tvářen, došlo k homogenizaci mikrostruktury. Velké konglomeráty karbidů byly částečně mechanicky eliminovány a precipitáty sekundárních karbidů byly menší, než po režimech bez deformace (Obrázek 27 b, c). Tvrdost se při kalení oceli KK po zpracování v semi-solid stavu pohybovala mezi 785 a 871 HV30. Z důvodu nedostatečného protváření v kombinaci s teplotou ohřevu 1260 °C došlo u režimu s jednonásobnou deformací k výskytu trhlin na hranicích původních austenitických zrn, především pak na rozhraní primárních karbidů vanadu VC s hranicemi primárních austenitických zrn. Výskyt trhlin však nebyl častý (Obrázek 27 b).

Režim s dvojnásobnou deformací měl kompaktnější charakter a to z důvodu vyššího stupně protváření materiálu. Trhliny, které vznikly v prvním kroku tváření, byly kovářsky svařeny během druhého kroku a vznikl materiál s martenziticko-austenitickou maticí, ve které byly rozptýleny sferoidizované primární karbidy VC a jemné precipitáty směsných karbidů chromu a molybdenu. Stejně jako u předchozích režimů byly ve struktuře jasně patrné hranice původních austenitických zrn. Díky rekrystalizaci došlo k částečnému zhrubnutí některých z nich, takže se ve struktuře vykytovaly oblasti s jemnějším a hrubším zrnem. Takováto mikrostruktura dosahovala tvrdosti 871 HV30 (Obrázek 27 c).

Použití rychlejšího kalícího média, tedy 15 % roztoku polymeru (Feroquench HQ-RS od firmy Petrofer) vedlo k získání mikrostruktury s větším množstvím jemnějších karbidů, než při použití kalícího oleje. Použití roztoku polymeru a vody zajišťuje rychlejší začátek kalení, protože dochází k lepšímu odtrhování, případně eliminaci parního polštáře, který se tvoří v případě použití čisté vodní lázně. Celkově je však kalení pomalejší než při kalení do vody, což je výhodnější pro nástrojové vysokolegované oceli, které mohou být náchylné k praskání, při příliš rychlém ochlazení. Režimem kalení do roztoku polymeru bez deformace byla opět získána velmi jemná struktura, která byla tvořená M-A složkou a karbidy legujících prvků. Ty byly však z důvodu absence deformace nehomogenně rozptýleny a shlukovaly se do větších skupin (Obrázek 28 a).

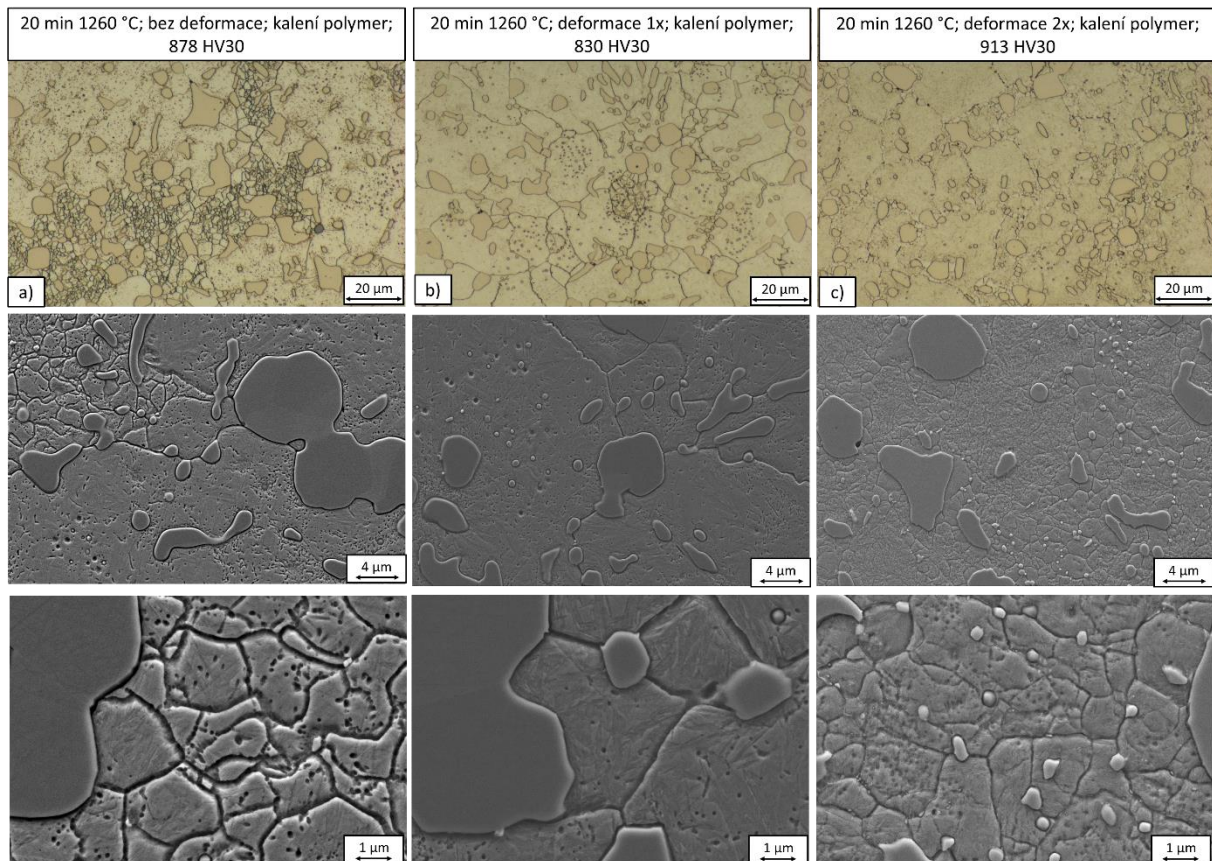




**Obrázek 27: Mikrostruktura oceli KK po ohřevu na teplotu semi-solid zpracování a kalení do oleje o teplotě 80 °C.**

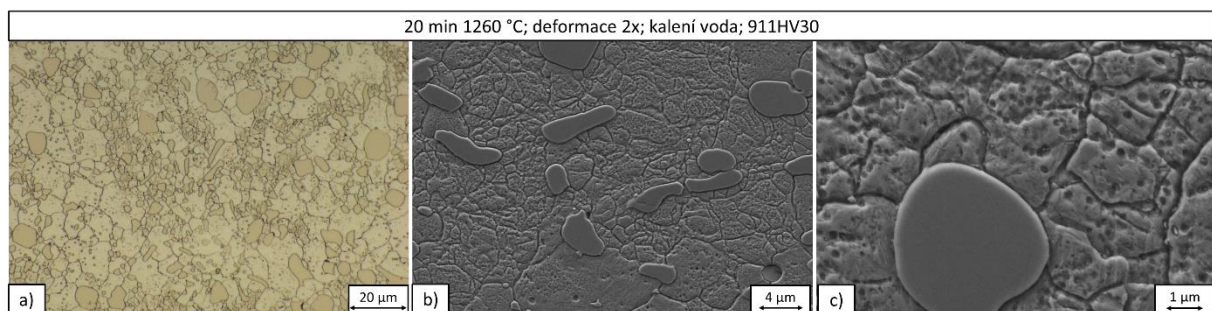
U jednonásobné deformace a kalení oceli KK do polymeru došlo k rozbití skupin karbidů, které se vyskytovaly v předchozím režimu, což vedlo k získání více homogenní struktury. Došlo k částečnému zhrubnutí původních austenitických zrn, protože došlo jak k jejich nárůstu, tak k částečnému odstranění oblastí s velmi jemnozrnnou strukturou tvořenou subzrny uvnitř austenitických zrn vlivem vložené deformace. Hrubnutí zrna bylo zastaveno rychlým ochlazením po tváření do vody. Jednonásobná deformace nevnáší do materiálu takové množství kinetické energie jako deformace dvojnásobná a materiál je současně zakalen po kratší době výdrže. Z toho důvodu nedojde ke zhrubnutí takového množství zrn austenitu, jako u mikrostruktury po dvojnásobné deformaci. (Obrázek 28 b). Po rychlém zachlazení transformovala rekrystalizovaná zrna austenitu na martenzit, který tvořil M-A složku se zbytkovým austenitem stejně, jako tomu bylo u předchozích režimů zpracování.

Vložení dvojnásobné deformace do vzorku a s tím spojený delší čas manipulace se vzorkem na teplotě vedly k tomu, že došlo k rovnoměrnějšímu růstu zrna ve všech oblastech, a tím byla vytvořena homogenní základní matrice tvořená po zakalení do polymeru M-A složkou vyplňující rekrystalizovaná austenitická zrna. Na hranicích polyedrických útvarů M-A složky se vyskytovaly větší sferoidizované karbidy VC a uvnitř zrn, na hranicích martenzitických jehlic, precipitovaly jemné sekundární karbidy smíšeného typu, případně karbidy chromu (Obrázek 28 c). Z hlediska mikrostruktury byl režim s dvojnásobnou deformací nejlepší a současně měl i nejvyšší tvrdost, 913 HV30. Z toho důvodu bylo rychlejší ochlazení a dvojnásobná deformace experimentální oceli KK vyhodnoceny jako nejslibnější pro další optimalizaci postupu zpracování.



**Obrázek 28: Mikrostruktura oceli KK po ohřevu na teplotu zpracování v semi-solid stavu a kalení do 15 % roztoku polymeru s vodou.**

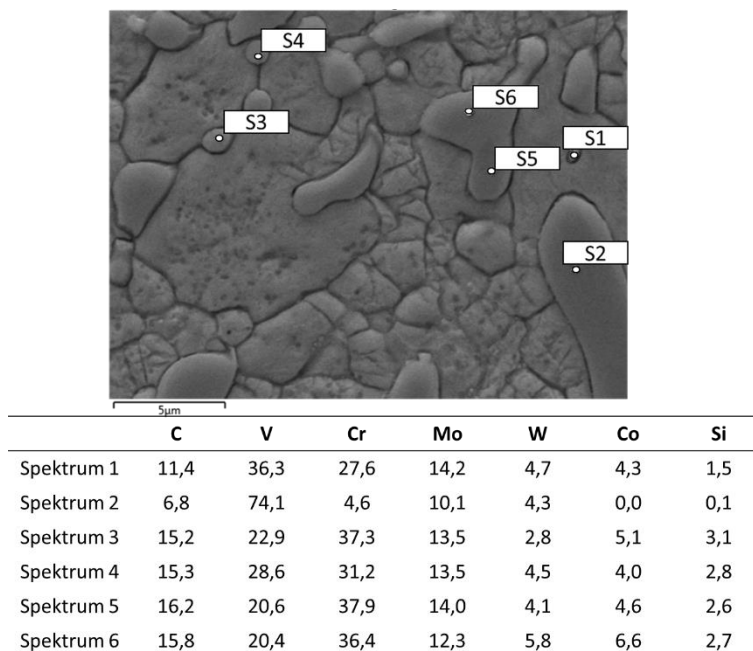
V posledním kroku druhé fáze testování semi-solid zpracování oceli KK byl vyzkoušen režim s dvojnásobnou deformací a kalením do vodní lázně. Tento způsob zpracování vedl k mikrostrukturám velmi podobným kalení materiálu do roztoku polymeru a dvojnásobné deformaci. Rovněž tvrdost, které bylo dosaženo, byla podobná, 911 HV30 (Obrázek 29). Z důvodu snazší údržby vodní lázně a také menší zátěže životního prostředí při použití vody, namísto roztoku polymeru ve vodě, byly testy dále soustředěny především na kalení ve vodě.



**Obrázek 29: Mikrostruktura oceli KK po ohřevu na teplotu semi-solid zpracování, dvojnásobné deformaci a kalení do vody.**

Získaná mikrostruktura byla opět podrobena detailnějším metalografickým analýzám v rádkovacím elektronovém mikroskopu. Bodovou chemickou analýzou byly určeny typy karbidů, které se ve struktuře vyskytovaly. Jednalo se o sekundární směsné karbidy chromu a molybdenu, jejichž jemné částice se vylučovaly po hranicích původních austenitických zrn i uvnitř těchto zrn, tedy na hranicích jehlic martenzitu, který se vyskytoval v základní matici (Obrázek 30 spektrum 1, 3, 4). Mohlo se jednat o karbidy typu  $M_7C_3$ . Dále se v mikrostruktuře vyskytovaly primární karbidy vanadu. Jedná se o vysokoteplotní karbidy typu VC, které se

vyskytovaly v mikrostruktuře po všech režimech zpracování a to nejčastěji na hranicích původních austenitických zrn. Během zpracování byly tyto karbidy částečně nataveny, takže došlo k jejich sferoidizaci a v některých případech vlivem deformace i k mechanickému porušení (Obrázek 30 spektrum 2). V neposlední řadě se v materiálu vyskytovaly směsné karbidy obsahující především chrom a molybden. Jednalo se především o karbidy středních rozměrů, obvykle kolem 5  $\mu\text{m}$ , které se vyskytovaly na hranicích rekrystalizovaných austenitických zrn (Obrázek 30 spektrum 5, 6).



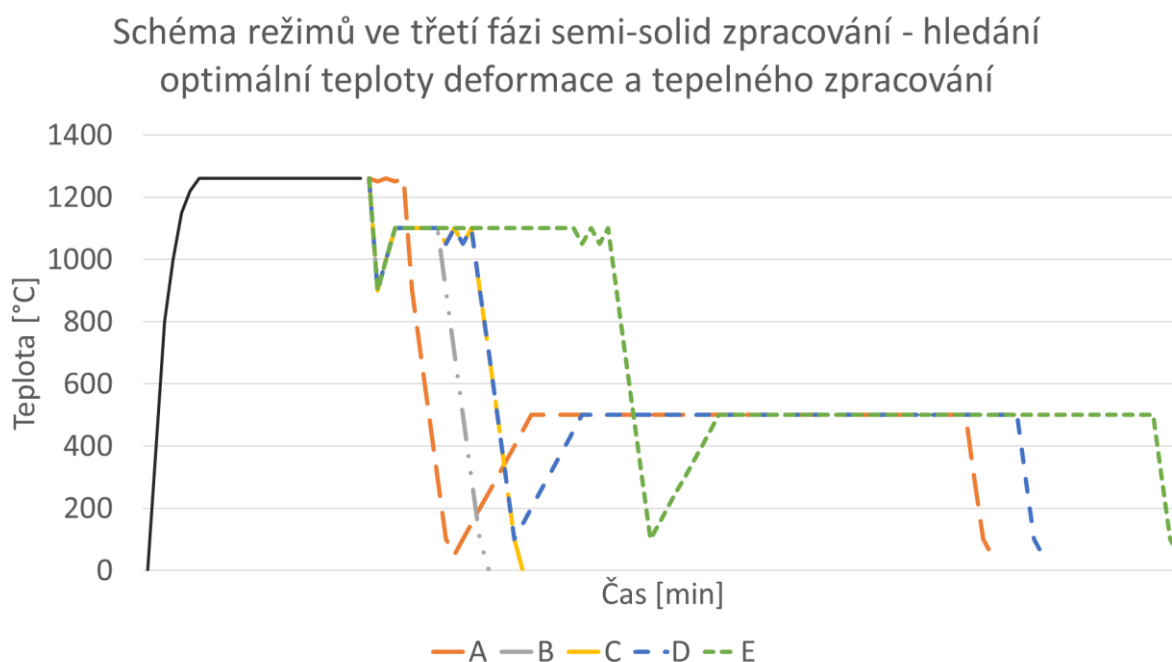
**Obrázek 30:** Chemické složení jednotlivých typů karbidů v oceli KK po zpracování na 1260 °C s dvojnásobnou deformací a kalením do vody.

### 8.2.3. Třetí fáze semi-solid zpracování – tepelné zpracování materiálu tvářeného v semi-solid stavu

V předchozí fázi experimentálního programu byly vybrány optimální parametry kalení a deformace pro získání jemnozrnné struktury s rovnoměrně rozloženými karbidy.

Vzhledem k vysokým hodnotám tvrdosti byly na základě analyzovaných dat ve třetí fázi semi-solid zpracování navrženy nové režimy termomechanického a tepelného zpracování, které vedly k dalšímu zlepšení mechanických a mikrostrukturních vlastností. Za tímto účelem byl zařazen krok kalení do vody po dobu 3 s po výdrži na semi-solid teplotě 1260 °C, následné dohřátí v peci na kovací teplotu 1100 °C a tváření, nebo případně pouhé kalení.

Tímto postupem zpracování měla být získána struktura, která vzniká pouze v semi-solid oblasti (tedy částečné rozpuštění primárních karbidů VC, homogenizace struktury, nasycení matrice uhlíkem), ale tváření provádět až v oblasti pod teplotou solidu. Díky tomu dochází ke zkrácení času výdrže na vysoké teplotě ohřevu, při které dochází k hrubnutí zrna, a tvářením v oblasti austenitu a směsi karbidů může docházet k jejich mechanickému porušení a rovnoměrnému rozptýlení po struktuře. Pro zvýšení houževnatosti bylo na závěr zařazeno jednostupňové, nebo dvoustupňové popouštění po dobu 2 hodin na teplotě 500 °C (Obrázek 31).

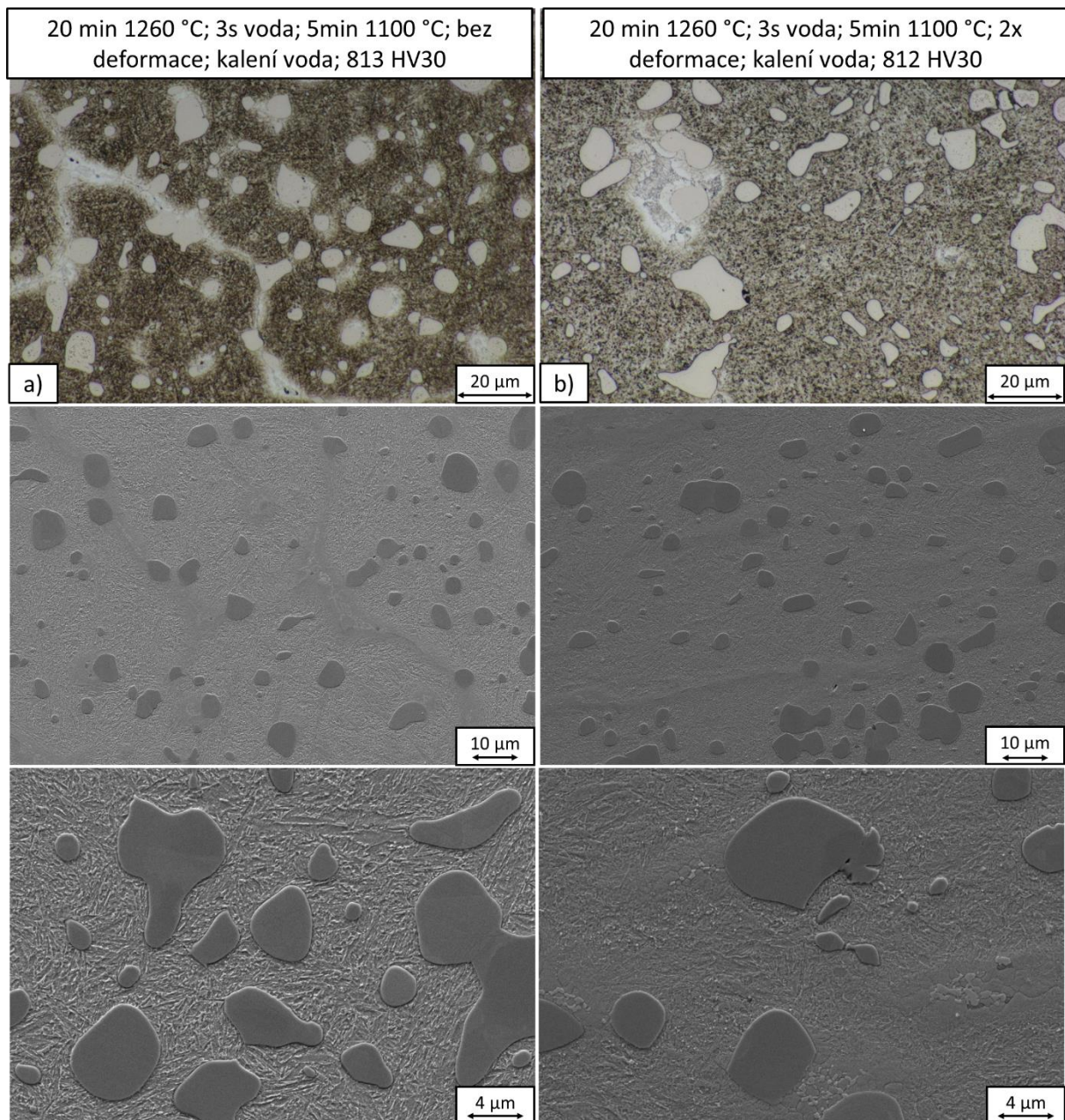


**Obrázek 31: Schématické zobrazení režimů zpracování ve třetí fázi testování.**

Jednotlivé režimy probíhaly následovně:

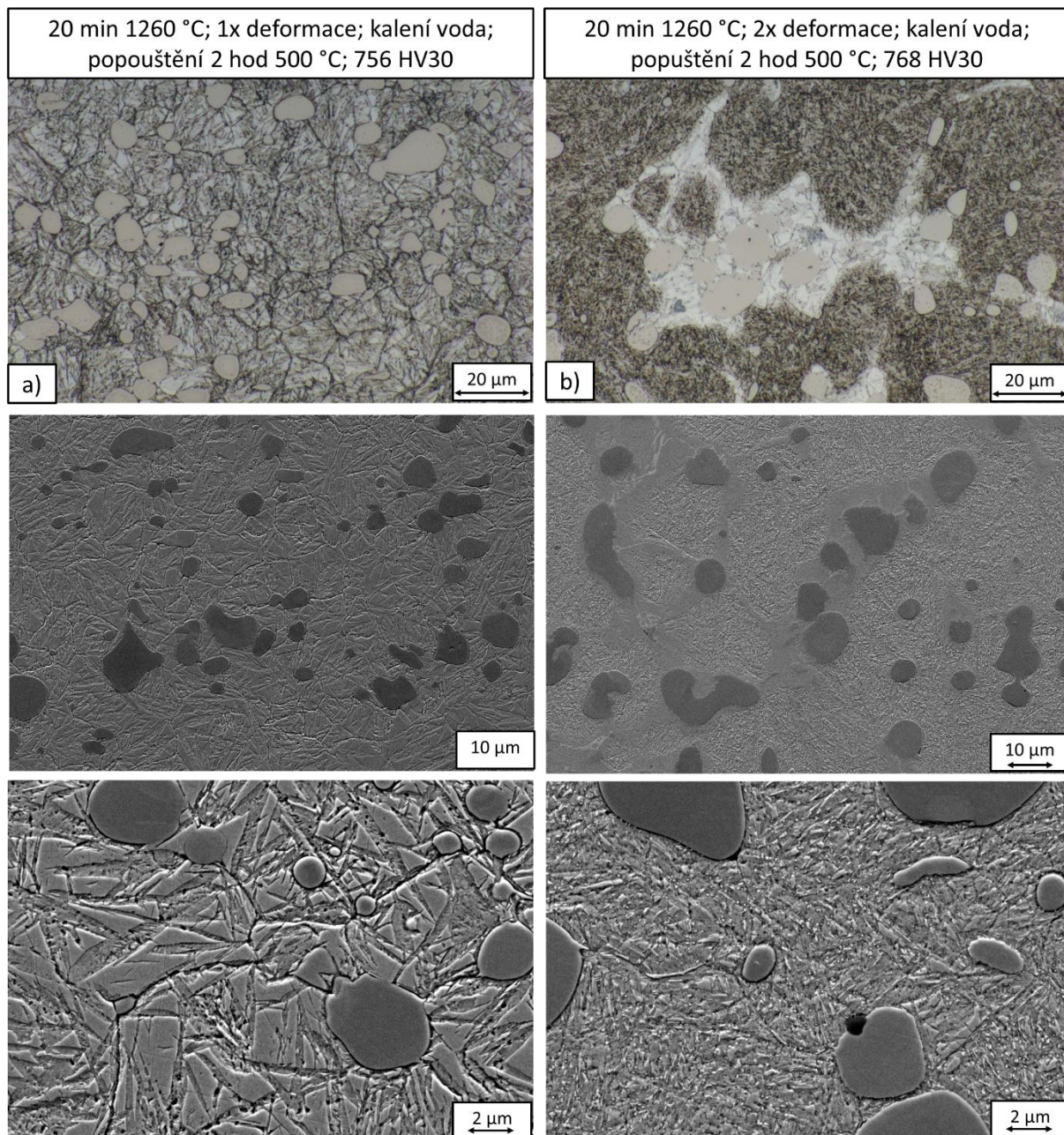
- A – ohřev na teplotu semi-solid 1260 °C → výdrž 20 min → tváření → kalení na RT → ohřev na 500 °C a výdrž 2 hodiny.
- B – ohřev na teplotu semi-solid 1260 °C → výdrž 20 min → kalení 3 s voda → dohřev na kovací teplotu 1100 °C po dobu 5 min → kalení na RT.
- C – ohřev na teplotu semi-solid 1260 °C → výdrž 20 min → kalení 3 s voda → dohřev na kovací teplotu 1100 °C po dobu 5 min → deformace → kalení na RT.
- D – ohřev na teplotu semi-solid 1260 °C → výdrž 20 min → kalení 3 s voda → dohřev na kovací teplotu 1100 °C po dobu 5 min → deformace → kalení na RT → ohřev na 500 °C a výdrž 2 hodiny.
- E – ohřev na teplotu semi-solid 1260 °C → výdrž 20 min → kalení 3 s voda → dohřev na kovací teplotu 1100 °C po dobu 30 min → deformace → kalení na RT → ohřev na 500 °C a výdrž 2 hodiny.

Přidáním kalení do vody po dobu 3 s po výdrži na semi-solid teplotě 1260 °C došlo k ustálení struktury, která je po semi-solid zpracování požadována a současně bylo zamezeno dalšímu růstu a hrubnutí austenitických zrn. Základní matrice struktury byla díky tomuto kroku velmi jemná, tvořená směsí martenzitu a zbytkovým austenitem. Po krátkém kalení do vody a ohřevu na teplotu 1100 °C následovalo buď kalení do vody, nebo byla provedena deformace v jednom nebo ve dvou krocích. Přímým zakalením vznikla struktura s velmi jemnou maticí tvořenou M-A složkou, rovnoměrně rozptýlenými karbidy a s výskytem karbidického síťoví na hranicích původních austenitických zrn (Obrázek 32 a). Vložení jedno/dvounásobné deformace vedlo k mechanickému porušení shluků karbidů a karbidického síťoví na hranicích zrn a zrovnoměrnění výsledné mikrostruktury. V mikrostruktuře s dvojnásobnou deformací se začaly pravděpodobně kvůli chladnutí během manipulace objevovat trhliny (Obrázek 32 b).



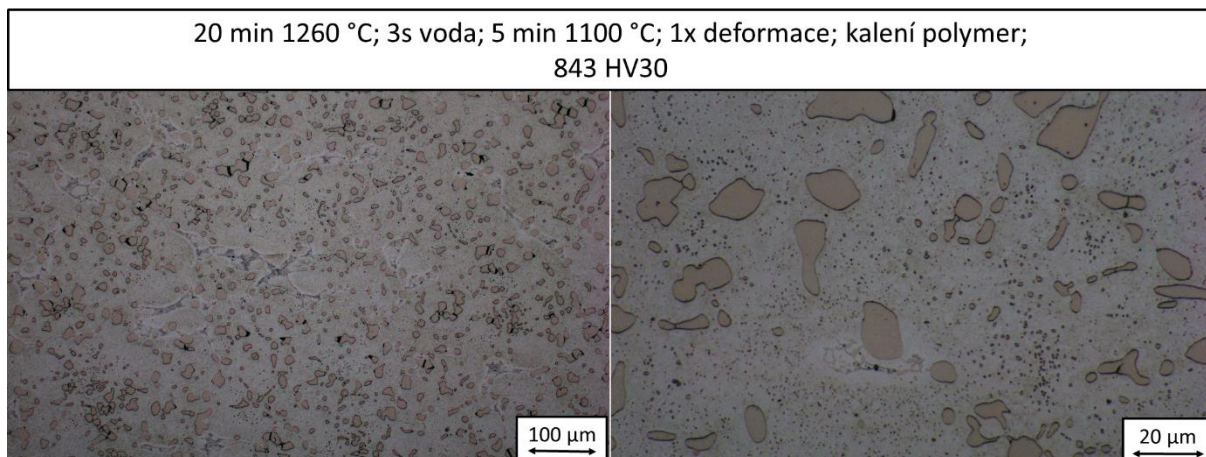
**Obrázek 32: Režim zpracování s přidáním kalení do vody po dobu 3 s po kroku výdrže na semi-solid teplotě a deformací na teplotě kování 1100 °C. Režimy s označením VBD1 a VBD2 pro následnou výrobu vyměnitelných břitových destiček.**

Po odzkoušení kroku s kalením před samotnou deformací byl ke zpracování přidán krok popouštění, které se ve zpracování vysokolegovaných nástrojových ocelí běžně vyskytuje a pomáhá propagovat sekundární tvrdost těchto ocelí. Ta je realizována pomocí precipitace dalších karbidů během difuze uhlíku z martenzitu. V případě vložení jednonásobné deformace byla získána homogenní struktura, která měla po popouštění výraznou texturu základní martenziticko-austenitické matrice a měla tvrdost 756 HV30 (Obrázek 33 a). Při vložení dvojnásobné deformace s následným popouštěním na teplotě 500 °C po dobu dvou hodin byla získána základní matrice jemnějšího charakteru, ale v okolí karbidů došlo k tvorbě oblastí s vyšším obsahem uhlíku, který způsobil zvýšení stability austenitu. Tento austenit netransformoval na martenzit během ochlazování na RT ani během následného popouštění. Tím vznikly ve struktuře heterogenní oblasti struktury. Hodnota tvrdosti ale zůstala vysoká, materiál zpracovaný tímto způsobem dosahoval tvrdosti 768 HV30 (Obrázek 33 b).



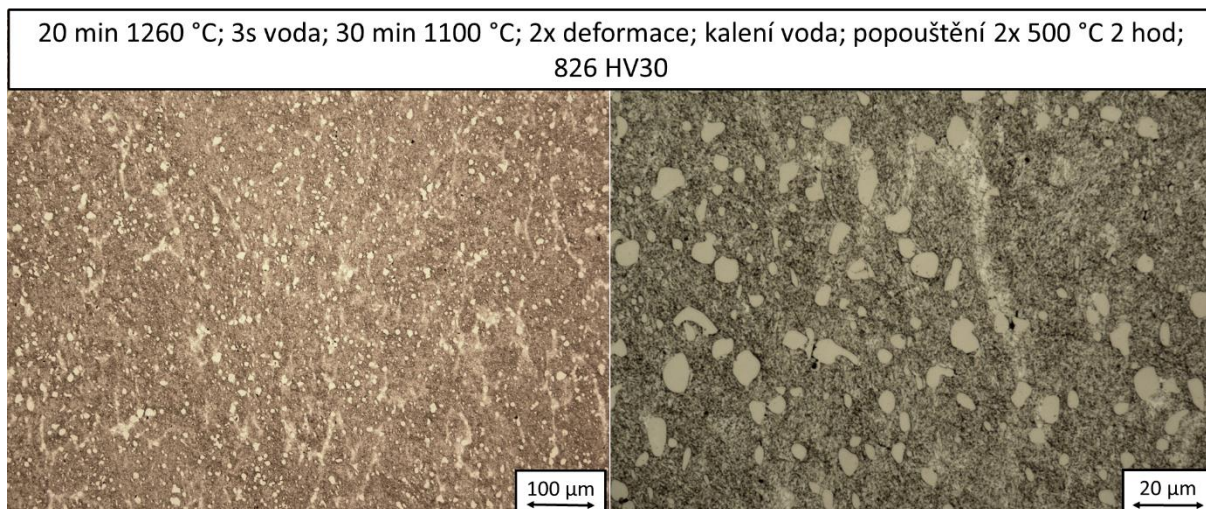
**Obrázek 33: Mikrostruktura oceli KK po ohřevu na teplotu semi-solid zpracování, zakalení do vody, výdrži na teplotě 1100 °C, vložení deformace, kalení do vody a popouštění.**

Pro ověření správnosti kalícího média bylo vyzkoušeno i kalení do roztoku polymeru po deformaci na 1100 °C. Tento způsob zpracování vedl k získání mikrostruktury s hrubými primárními karbidy VC a velmi jemnými precipitáty sekundárních karbidů. V mikrostruktuře se rovněž vyskytovalo karbidické síťoví, které může být důvodem praskání při dynamickém zatěžování a v materiálech pro výrobu nástrojů je tedy nežádoucí (Obrázek 34). Z toho důvodu bylo v testování dále rozvíjeno jen kalení do vodní lázně. Režimy byly rozšířeny o zjištění optimální výdrže na kovací teplotě 1100 °C, kdy byly testovány výdrže 5, 10 a 30 min. Jako nejlepší z hlediska mikrostruktury se jevila doba výdrže 30 min. Dále bylo otestováno dvoustupňové popouštění na teplotě 500 °C po dobu 2 hodin, po kterém byla získána jemná základní matrice tvořená popuštěným martenzitem, ze kterého difundoval uhlík a tvořily se jemné precipitáty legujících prvků.



**Obrázek 34: Režim zpracování s kalením do polymeru po deformaci vložené na kovací teplotě 1100 °C. Označení režimu VBD3**

Spojením všech ověřených parametrů tepelného zpracování byl optimalizován režim zpracování, který zahrnoval jak krátké kalení po výdrži na semi-solid teplotě, výdrž na teplotě 1100°C 30 minut, kování a následně dvojnásobné popouštění po dobu dvou hodin na teplotě 500 °C. Tímto způsobem byla získána homogenní mikrostruktura s tvrdostí 826 HV30. Ta byla tvořena velmi jemnou základní maticí složenou z jehlic martenzitu a zbytkového austenitu. V matici byly rovnoměrně rozptýleny sferoidizované primární karbidy VC a karbidy chromu a dále sekundární směsné karbidy a precipitáty vzniklé během popouštění (Obrázek 35).



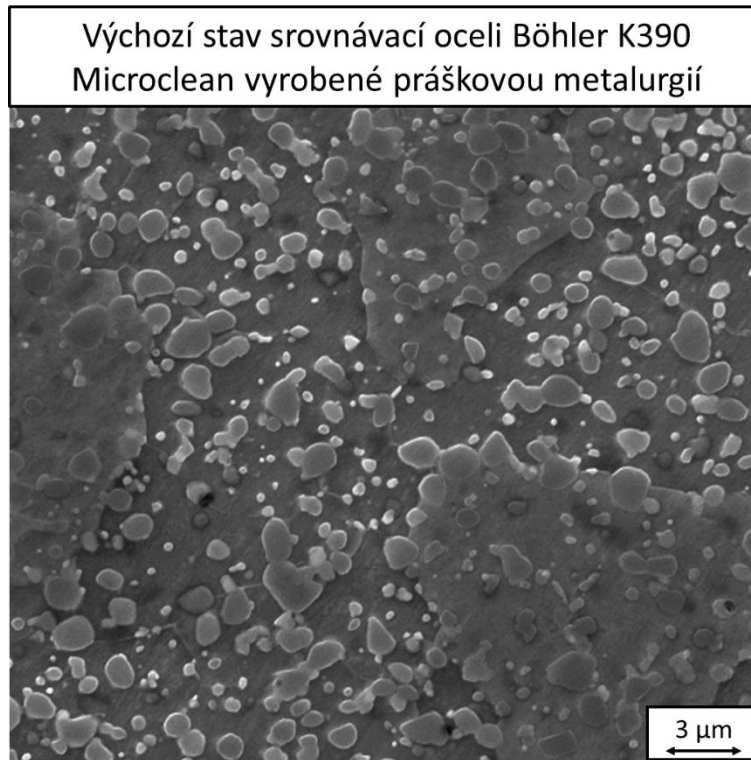
**Obrázek 35: Režim zpracování s krátkým zakalením do vody, zpracováním na kovací teplotě 1100 °C, kalením ve vodě na RT a následným popouštěním na 500 °C po dobu 2 hod. Označení režimu VBD4.**

Na závěr zpracování v semi-solid stavu byly vybrány vzorky zpracované podle režimů, jejichž mikrostruktura vykazovala největší potenciál pro dobrou ořezuvzdornost a dostatečnou tvrdost. Jednalo se o následující režimy:

- 20 min výdrž na 1260 °C → kalení 3 s voda → výdrž 5 min na 1100 °C → kalení voda na RT – označení režimu **VBD1**
- 20 min výdrž na 1260 °C → kalení 3 s voda → výdrž 5 min na 1100 °C → 2x def → kalení voda na RT – označení režimu **VBD2**
- 20 min výdrž na 1260 °C → kalení 3 s voda → výdrž 5 min na 1100 °C → 1x def → kalení polymer na RT – označení režimu **VBD3**

- 20 min výdrž na 1260 °C → kalení 3 s voda → výdrž 30 min na 1100 °C → 2x def → kalení voda na RT → popouštění 2 hod na 500 °C – označení režimu **VBD4**
- výdrž 30 min na 1100 °C → kalení voda na RT → popouštění 2 hod na 500 °C – označení režimu **VBDK390**.

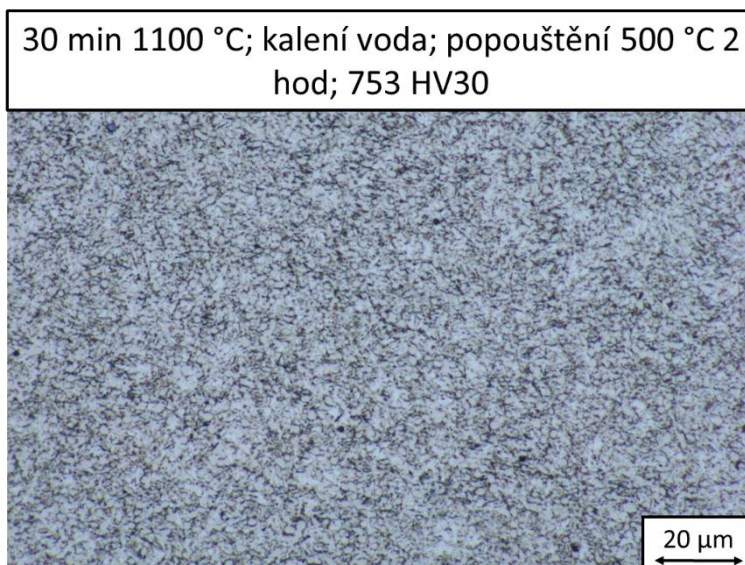
Posledním režimem tepelného zpracování VBD390 byla zpracována konvenčně vyráběná prášková ocel Böhler K390. Ta má v dodaném stavu mikrostrukturu tvořenou základní feritickou maticí s jemnými globulárními karbidy legujících prvků (Obrázek 36).



Obrázek 36: Vysokolegovaná nástrojová ocel vyrobená práškovou metalurgií určená pro práci za studena Böhler K390 Microclean.

Ocel byla dodána ve vyžíhaném stavu a byla následně zpracována dle materiálového listu kalením a popouštěním pro získání dobré otěruvzdornosti, pevnosti v tlaku a tvrdosti, která byla 753 HV30. Zpracování bylo modifikací doporučeného způsobu zpracování této oceli, po kterém byla získána mikrostruktura s karbidy legujících prvků malých rozměrů, která je typická pro oceli vyrobené práškovou metalurgií (Obrázek 37). Takto zpracovaný vzorek materiálu byl zhotoven jako srovnávací pro ostatní vzorky z experimentální oceli KK.

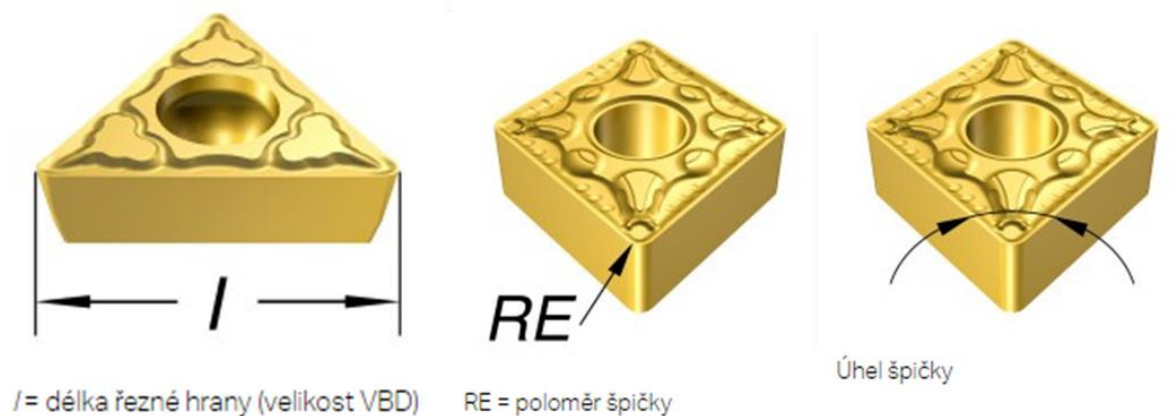




**Obrázek 37: Mikrostruktura referenčního vzorku z konvenčně vyráběné práškové oceli Böhler K390.  
Označení režimu VBDK390**

## 9. Teorie návrhu tvaru vyměnitelné břitové destičky a její výroba

Při návrhu tvaru vyměnitelné břitové destičky je nutno zvážit několik parametrů. Prvním a nejdůležitějším parametrem je určit, pro obrábění jakých materiálů bude destička v budoucnu s ohledem na své mechanické vlastnosti použita. Poté je nutno zvolit rozměrové parametry břitové destičky, jako je její geometrie, tvar, velikost a úhel špičky tak, aby bylo dosaženo dobrého odvodu třísky z místa řezu a výkonu obrábění. Za tímto účelem je důležité vybrat vhodnou geometrii destičky s ohledem na operaci, pro kterou bude určena – hrubování, střední obrábění, dokončování. Dále stanovit největší možný úhel špičky břitové destičky pro dosažení pevnosti a hospodárnosti procesu obrábění. Velikost břitové destičky musí být vybrána s ohledem na plánovanou hloubku řezu, s čímž je spojeno určení největšího možného poloměru zaoblení špičky destičky, tedy typ břitové destičky (C,D, ...) (Obrázek 38). Břitové destičky s větším úhlem špičky jsou pevnější, ale zároveň kladou větší nároky na výkon stroje a mají větší sklony k vibracím. Naopak břitové destičky s menším úhlem špičky mají nižší pevnost a stabilitu a umožňují menší hloubku záběru břitu [31].



Obrázek 38: Parametry tvaru břitové destičky, které je nutné zvážit během jejího návrhu - velikost, úhel špičky břitové destičky, poloměr zaoblení břitové destičky [31].

Další tvarová charakteristika břitových destiček, která musí být zvážena, je použití různého úhlu břitu. Negativní břitová destička má úhel břitu  $90^\circ$  (úhel hřbetu je tedy  $0^\circ$ ). Pozitivní břitová destička má úhel břitu vždy menší než  $90^\circ$ . Výhodou negativních destiček je možnost jejich oboustranného použití a vysoká pevnost břitu. Avšak nulový úhel hřbetu může způsobit zhoršení řezných podmínek [31].

Další optimalizace geometrie břitových destiček může být provedena použitím výpočetního softwaru, který pro simulaci chování břitové destičky během procesu obrábění používá metodu konečných prvků. Takovým softwarem může být například DEFORM-3D. Tyto nástroje umožňují navrhnout geometrii nástroje tak, aby byly sníženy řezné síly, minimalizováno opotřebení boků břitové destičky, optimalizován odvod tepla a zlepšeny další parametry. Realizace správného návrhu geometrie břitové destičky vede ke zlepšení vlastností povrchu obrobku a prodloužení životnosti nástroje. Současně je možné na základě výpočtů předpovědět, jakým způsobem se budou tvořit a odvádět třísky během obrábění [32, 33].

### 9.1. Výroba vyměnitelné břitové destičky z experimentálního materiálu

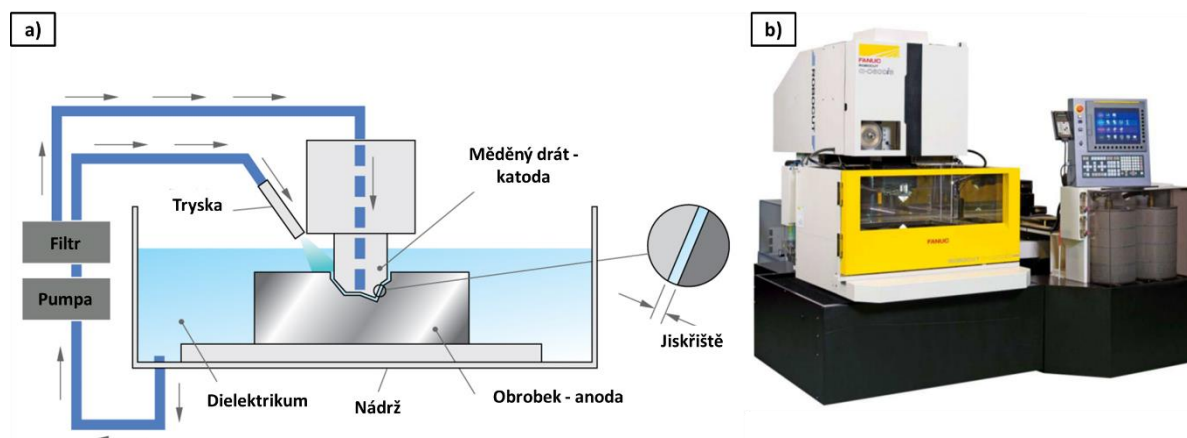
Vyměnitelná břitová destička z experimentální vysokolegované oceli byla vyrobena vyříznutím polotovaru z tvářeného materiálu v semi-solid stavu pomocí elektroerozivního

obrábění. Utvařec třísky bývá obvykle zhotoven použitím nástrojářské brusky, avšak je možné jej získat i za použití nekonvenční metody elektroerozivního obrábění.

### 9.1.1. Elektroerozivní obrábění vyměnitelné břitové destičky

Elektroerozivní obrábění, neboli EDM (z anglického Electric Discharge Machinig) je nekonvenčním způsobem obrábění, které umožňuje dělení vodivých materiálů s vysokou přesností. Princip této metody využívá řízený elektrický výboj a následně vzniklý elektrický oblouk mezi elektrodou a zpracovávaným dílem. Tímto způsobem dochází k roztavení mikroskopických částeczek materiálu obrobku. Tyto částičky jsou následně vyplaveny z místa řezu do deionizované vody, ve které je obrobek ponořen. Touto metodou je možné obrábět i těžko obrobitelné materiály, za předpokladu, že jsou elektricky vodivé. Současně elektroerozivní obrábění je použito pro tvary, které není možné jinou technologií vyrobit. Lze dosahovat přesností v řádu tisícín milimetru a drsnosti povrchu Ra 0,2. Po elektroerozivním obrábění tedy není obvykle nutné výsledný díl brousit [39, 40].

Vlastní proces obrábění tedy probíhá mezi dvěma elektrodami, z nichž jedna je samotný obrobek. Druhá elektroda je tvořena mosazným drátem (obvyklé průměry drátu jsou 0,05 - 0,36 mm). Tyto elektrody bývají obvykle ponořené do deionizované vody, tedy do kapaliny s vysokým elektrickým odporem (Obrázek 39). V místě působícího výboje dochází k častým srážkám částic až ke vzniku plazmatu a teplota v řezu se pohybuje mezi 3000 – 12000 °C. Tímto způsobem vzniká vysoce kvalitní řez odtavením a odpařením částic materiálů. Kvalitu řezu ovlivňuje vodivost obrobku, teplota jeho tavení a kvalita materiálu [40, 41].



Obrázek 39: a) schéma principu elektroerozivního obrábění; b) stroj pro elektroerozivní obrábění FANUC C600iB [42].

Pomocí elektroerozivního obrábění je možné vytvářet složité geometrie v jediném zařízení (Obrázek 39). Obvykle čtyřosé uspořádání je vhodné i pro výrobu složitých tvarů utvařeče třísky vyměnitelných břitových destiček. Výhodou elektroerozivního obrábění oproti použití nástrojářské brusky je možnost plynulého přechodu tvaru utvařeče od užšího k širšímu. To při použití jednoho brusného elementu není možné.

### 9.1.2. Broušení utvařeče třísky na vyměnitelné břitové destičce

Broušení vyměnitelných břitových destiček obvykle probíhá na nástrojářských bruskách s vysokou přesností, která je dána především celkovou tuhostí zařízení a přesným polohováním (Obrázek 40). Díky tomu mají obrobky vysokou finální jakost. Nástrojářská bruska může pracovat v pěti osách s maximálními otáčkami až 10000 ot./min a výkonem vřetene 20 kW, což je vhodné pro obrábění rezných materiálů. Jako brusných elementů se používá především kotoučů z kubického nitridu boru (CBN), který má dostatečnou tvrdost i pro broušení

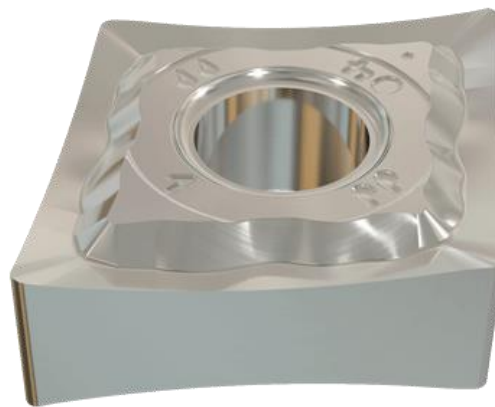
vysocelegovaných nástrojových ocelí a zároveň dostatečnou houževnatost, čímž je zajištěna odolnost proti rychlému opotřebení brusného kotouče. Destičky bývají pro broušení upnuty do speciálních upínacích přípravků tak, aby byla zajištěna jejich poloha po celou dobu broušení, přičemž v prvním kroku musí být zajištěna poloha destičky vůči ose rotace. Během broušení se obvykle používá chladicí kapalina, například minerální oleje. Vybroušené utvařeče na destičkách bývají po procesu obrábění kontrolovány pomocí měřících zařízení – profilometr, digitální mikroskop s možností přesného měření křivek a další geometrie.



**Obrázek 40: Nástrojářská bruska pro přípravu utvařečů třísek na vyměnitelných břitových destičkách [43].**

## 10. Zkoušení opotřebení břitových destiček z oceli KK

Ze zpracované experimentální oceli KK byly vyrobeny dva sety břitových destiček. U obou setů došlo nejprve k základnímu rozřezu tvářených vzorků pomocí vodního paprsku. Následně byl vyřezán hrubý polotovár destičky typu CNMG pomocí elektro-erozivního obrábění. V prvním setu břitových destiček byla následně použita nástrojářská bruska pro vytvoření utvařeče třísky. Geometrie utvařeče vyrobená pomocí nástrojářské brusky se ukázala během testů jako nevhodná, neboť docházelo ke špatnému odchodu třísky během obrábění a tedy rychlé destrukci destičky. Následně byl postup výroby pro druhý set destiček optimalizován a celá destička byla vyrobena pomocí elektroerozivního obrábění. Typ břitové destičky CNMG byl zachován a na každé ze čtyř břitových destiček druhého setu byly vyříznuty čtyři utvařeče třísky typu pp – označení dle firmy ISCAR (Obrázek 41). Tyto utvařeče měly větší rádius pro lepší odvod třísky během obrábění. Další destička stejné geometrie byla vyrobena ze srovnávacího materiálu Böhler K390 Microclean.



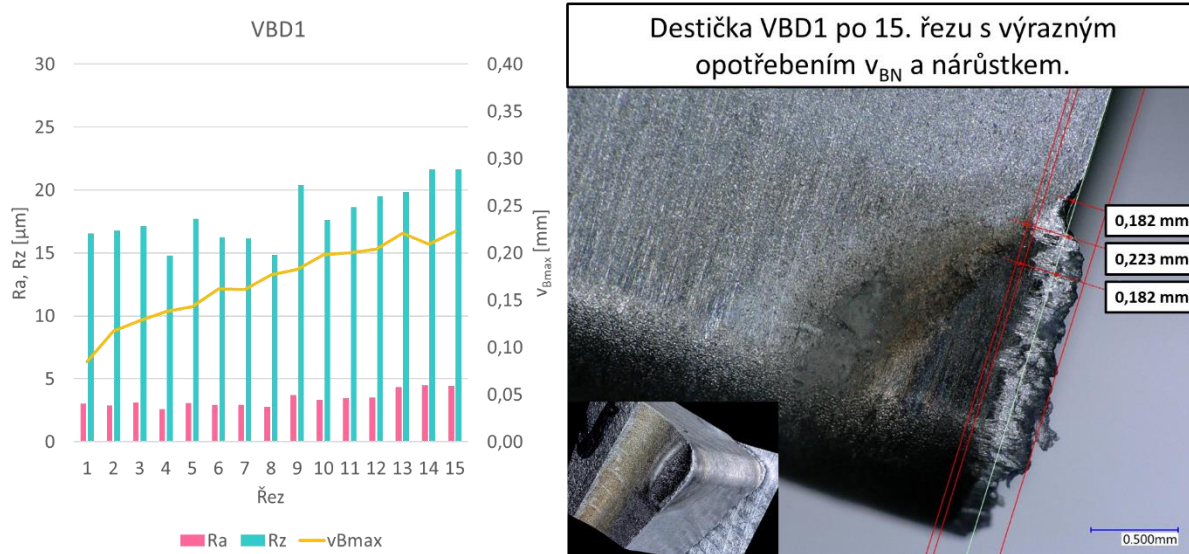
Obrázek 41: Typ vyměnitelné břitové destičky, který byl předlohou pro VBD z experimentální oceli KK a oceli Böhler K390 Microclean.

V prvním kroku obrábění byly na testovací destičce hledány optimální parametry obrábění vhodné pro tento typ materiálu. Experimentální ocel neměla žádnou další povrchovou úpravu (tenkou vrstvou typu TiN atp.) a z toho důvodu byly parametry podobné parametrům používaným pro nástroje vyrobené z HSS. Následně byly všechny destičky podrobeny testům za stejných podmínek, konkrétně byl obráběn materiál C45 o počátečním průměru 98 mm a délce 400 mm. Řezná rychlost  $v_c$  byla 45 m/min, posuv  $f$  byl 0,15 mm/ot a úběr  $a_p$  byl 2 mm na obráběný poloměr. Během testu opotřebení bývá jako další konstanta zvolen buď čas obrábění, nebo, jako v tomto případě, délka řezu. Ta byla pro každý sledovaný krok 20 mm.

Po každém kroku došlo k proměření hloubky opotřebení a velikosti nárůstku na mikroskopu Keyence VHX-6000. Celkem bylo odzkoušeno 15 řezů. Současně byla po každém řezu určena drsnost obrobku pomocí přenosného drsnoměru Taylor Hopson - Surtronic Duo Surface.

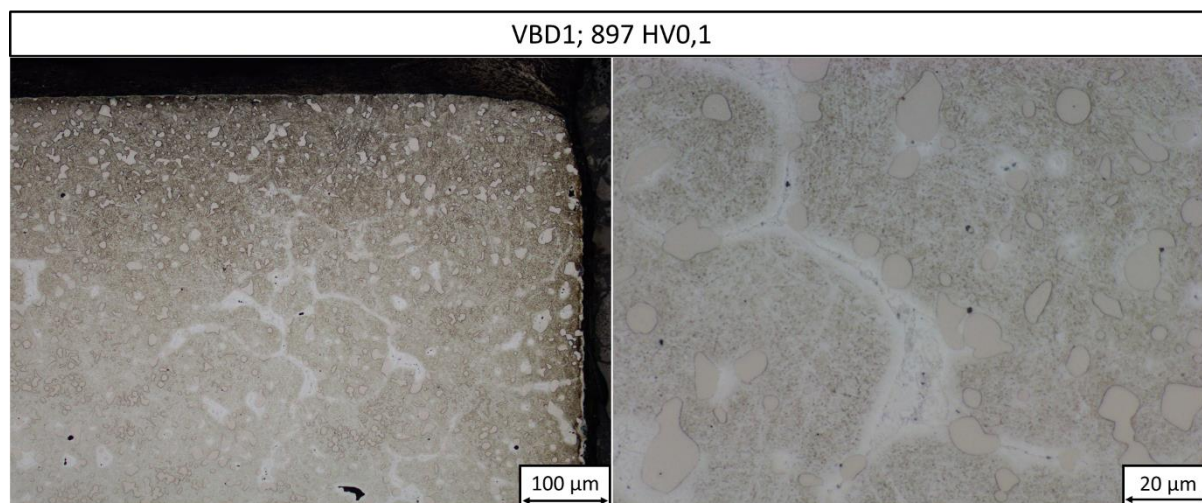
Destičky, které nebyly během zpracování podrobeny popouštění na teplotě 500 °C, dosáhly horších výsledků, než destička VBD4, která byla popouštěna dvojnásobným cyklem na teplotě 500 °C. Destička VBD1, které nebyla vložena ani žádná deformace, byla pouze ohřátá na teplotu semi-solid s výdrží 20 min, následně zakalena po dobu 3 s do vody, ohřátá na teplotu 1100 °C a zakalena do vody vykazovala výrazné opotřebení  $v_{BN}$  a stálý nárůstek. Opotřebení hřbetu rovnoměrně narůstalo během testování až na hodnotu 0,22 mm. Nárůstek se během testování nerovnoměrně měnil a drsnost obrobku, která byla měřena přenosným

drsnoměrem v průběhu testování nerovnoměrně narůstala až na hodnotu  $R_a = 4,4 \mu\text{m}$  (Obrázek 42).



Obrázek 42: Výsledky testů opotřebení břitové destičky VBD1.

Mikrostruktura materiálu destičky VBD1, která nebyla před testem opotřebení popuštěná na  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  prošla v ovlivněné oblasti u její špičky výraznou změnou struktury, kdy došlo k popuštění zákalné struktury a ve struktuře se začalo tvořit karbidické síťoví. Z důvodu křehkosti tohoto síťoví začalo postupně docházet k praskání materiálu (Obrázek 43). I přes výraznou změnu mikrostruktury nebyla na břitu destičky pozorována výrazná plastická deformace. Ta byla však pozorována na utvařeči třísky, který měl výrazný vymletý důlek od odchozí třísky.

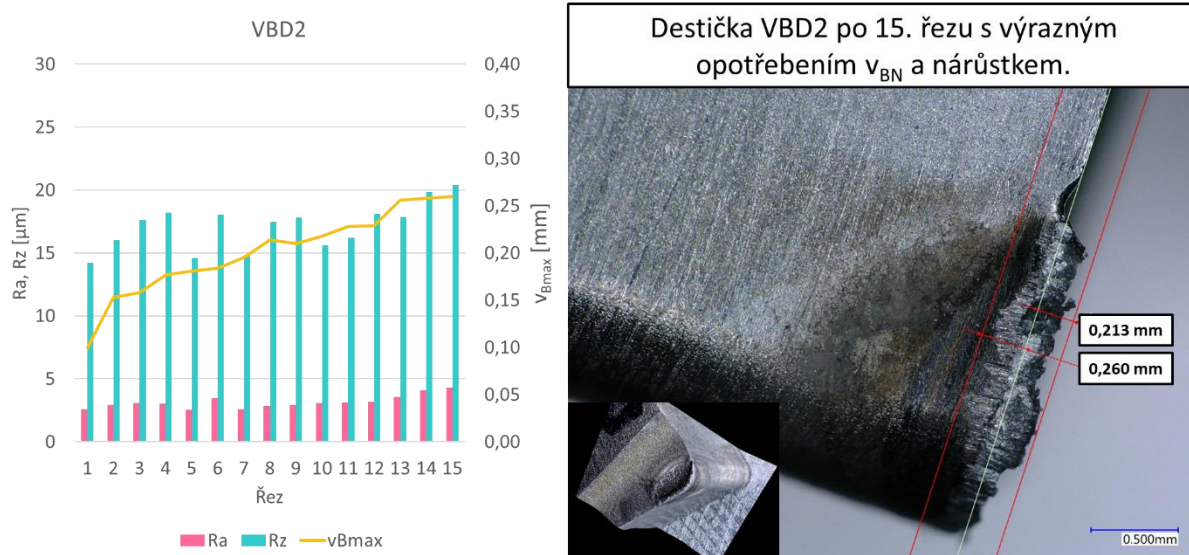


Obrázek 43: Popuštěná mikrostruktura destičky VBD1 po testech opotřebení.

Břítová destička VBD2, která byla zpracována stejným způsobem, jako destička VBD1 a navíc jí byla vložena dvojnásobná deformace, tedy byla ohřáta na teplotu semi-solid  $1260 \text{ }^\circ\text{C}$ , na které proběhla výdrž 20 min. Následně byla zakalena do vody po dobu 3 s, ohřáta na teplotu  $1100 \text{ }^\circ\text{C}$  s výdrží 5 min a poté byla dvojnásobně deformována na hydraulickém lisu a zakalena do vody. Dvojnásobná deformace vedla ke změně struktury již před testováním opotřebení, ale samotné testování mělo na mikrostrukturu též výrazný vliv. S ohledem na to, že nebylo před testováním provedeno popouštění na teplotě  $500 \text{ }^\circ\text{C}$ , popustil se materiál destičky během

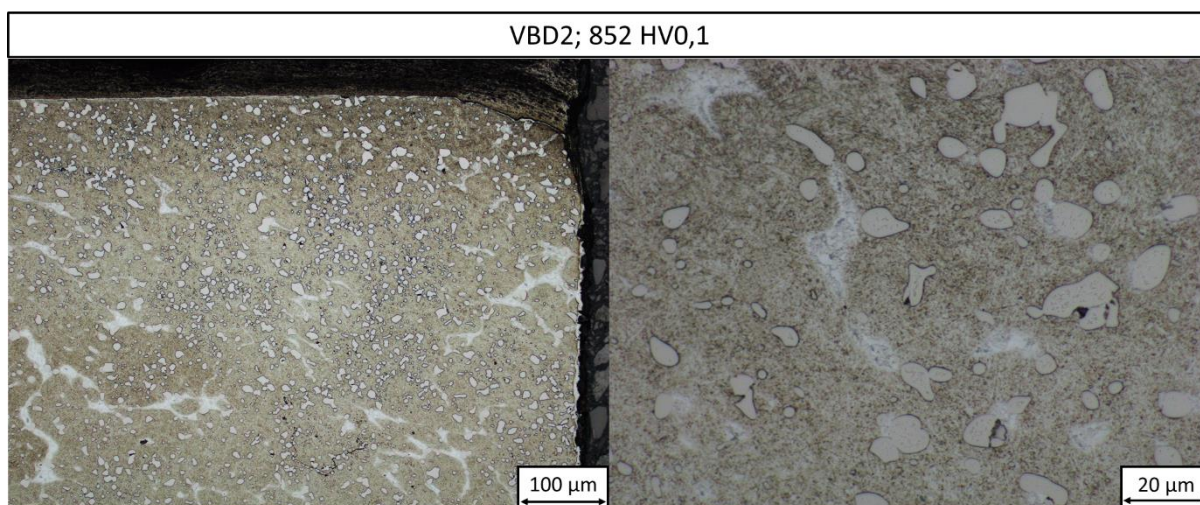
testování. To vedlo ke vzniku plastické deformace na špičce a břítu destičky, která byla patrná na snímcích z digitálního mikroskopu Keyence (Obrázek 44).

Plastická deformace destičky a tvorba relativně stabilního nárůstku vedly k opotřebení  $v_{Bmax} = 0,26$  mm po patnáctém řezu. Za zpevněnou částí břítu destičky se opět vyskytovalo výrazné opotřebení  $v_{BN}$  (Obrázek 44).



**Obrázek 44:** Výsledky testů opotřebení břitové destičky VBD2.

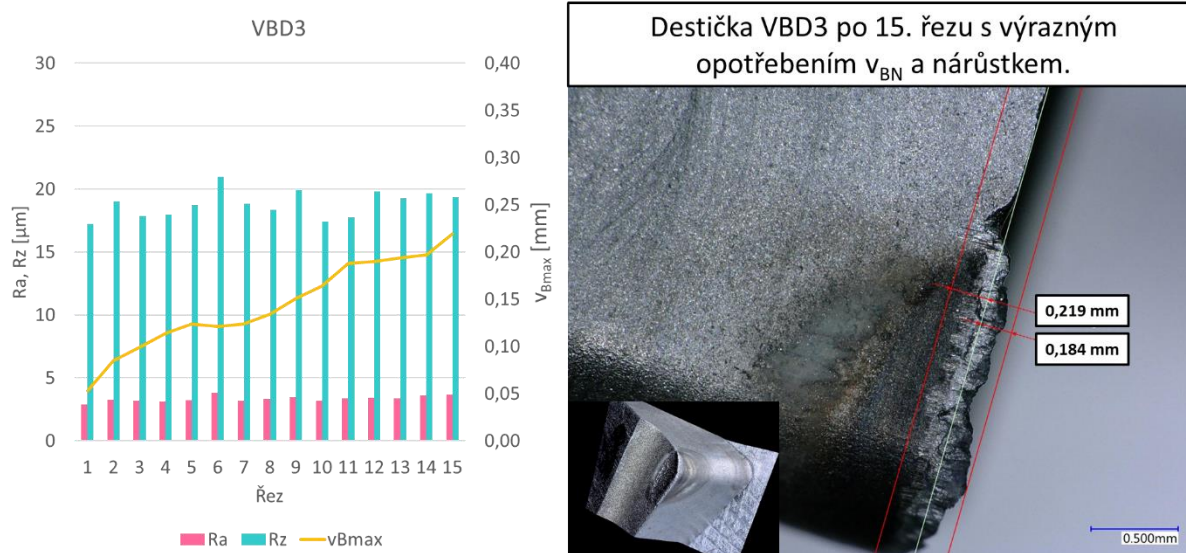
Popuštěná mikrostruktura destičky VBD2 po testování vykazovala výraznou plastickou deformaci na špičce, která byla patrná až do hloubky desítek mikrometrů. Popuštěním a plastickou deformací získala tato struktura tvrdost 852 HV<sub>0,1</sub>. Nižší tvrdost a jemnější struktura materiálu po deformaci zabránily výrazné tvorbě trhlin během obrábění. Ve struktuře se opět vyskytovalo karbidické síťoví, a oblasti zbytkového austenitu stabilizovaného difundujícím uhlíkem, které vznikaly až vlivem teploty a deformace během testů opotřebení (Obrázek 45). Po testech opotřebení měly destičky na svém povrchu zřetelné popouštěcí barvy, které se ve většině případů daly charakterizovat jako chrpově modrá, což odpovídá popouštění při cca 300 °C, kdy již může uhlík difundovat z karbidů a stabilizovat zbytkový austenit.



**Obrázek 45:** Popuštěná a plasticky deformovaná mikrostruktura destičky VBD2 po testech opotřebení.

Břitová destička VBD3 byla zpracována režimem, kdy byl materiál ohřát na teplotu semi-solid 1260 °C, následně zakalen do vody po dobu 3 s, ohřát na kovací teplotu 1100 °C, kde mu

byla vložena jednonásobná deformace a poté kalen do roztoku polymeru bez následného popouštění. Tento způsob zpracování vedl k získání břitové destičky, která měla po patnáctém řezu opotřebení  $v_{Bmax} = 0,22$  mm. To je shodná hodnota, jako u destičky VBD1, obdobné jsou i hodnoty drsnosti povrchu obrobku, které zůstaly během testování prakticky stejné, pohybovaly se okolo hodnoty  $R_a = 18$   $\mu$ m. Obdobných výsledků dosáhla VBD3 proto, že po jednonásobné deformaci došlo k rychlému zakalení do polymeru a získání jemné struktury. Na destičce nebyla pozorována výrazná plastická deformace. Došlo však k výraznému opotřebení  $v_{BN}$  a k vymletí důlku na utvařeči třísky. Opět byly na břitu pozorovány popouštěcí barvy (Obrázek 46).

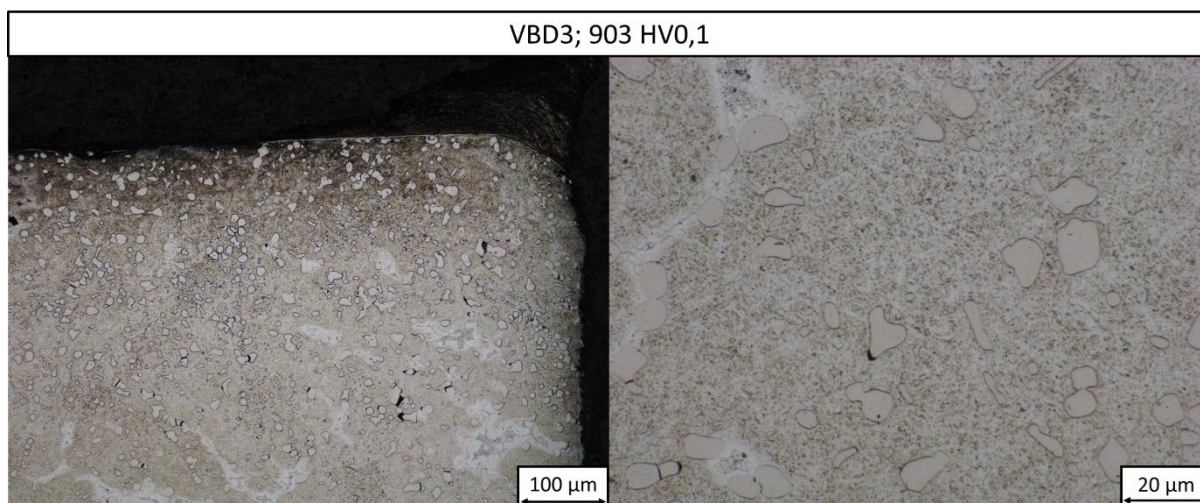


Obrázek 46: Výsledky testů opotřebení břitové destičky VBD3.

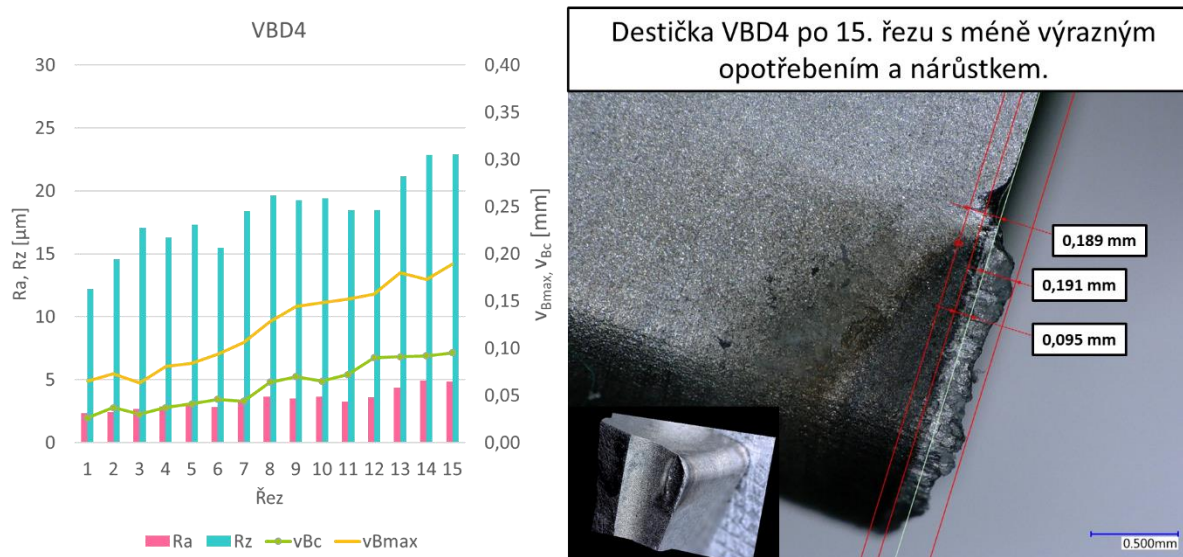
Pozorováním mikrostruktury břitové destičky na světelném mikroskopu bylo zjištěno, že se ve struktuře vyskytovalo velké množství trhlin. Ty vznikaly na hranicích primárních karbidů VC. Současně se ve struktuře nacházelo značné množství karbidického síťoví na hranicích původních austenitických zrn a oblastí stabilního zbytkového austenitu vzniklého popouštěním během obrábění. Rychlé kalení po jednonásobné deformaci do polymeru a ovlivnění struktury během obrábění vedlo k získání tvrdosti 903 HV<sub>0,1</sub> u této destičky (Obrázek 47).

Nejlepších výsledků v testech opotřebení dosáhla břitová destička VBD4, která byla zpracovaná komplexním režimem. Nejprve došlo k ohřevu na semi-solid teplotu 1260 °C, poté následovalo kalení po dobu 3 s do vody, ohřev na kovací teplotu 1100 °C, kde byla před dvojnásobnou deformací provedena prodloužená výdrž 30 min. Po deformaci následovalo kalení do vody. Destička vyrobená z takto zpracovaného materiálu dosáhla po 15 řezech o délce 20 mm opotřebení  $v_{Bmax}$  pouze 0,19 mm, přičemž zde byly během měření rozlišovány dva typy opotřebení. Maximální opotřebení bylo měřeno v místě vymílání materiálu břitu na konci oblasti zpevněné obráběním a na lineární části břitu, která byla obráběním zpevněná, bylo měřeno průměrné opotřebení  $v_{Bc}$ . To po patnácti řezech dosáhlo hodnoty pouze 0,095 mm. Horších hodnot bylo naopak dosaženo při měření drsnosti obráběného tělesa. Ta postupně rostla až na hodnotu  $R_a = 4,8$   $\mu$ m, avšak počáteční drsnost byla nejnižší ze všech testů, konkrétně  $R_a = 2,3$   $\mu$ m (Obrázek 48).



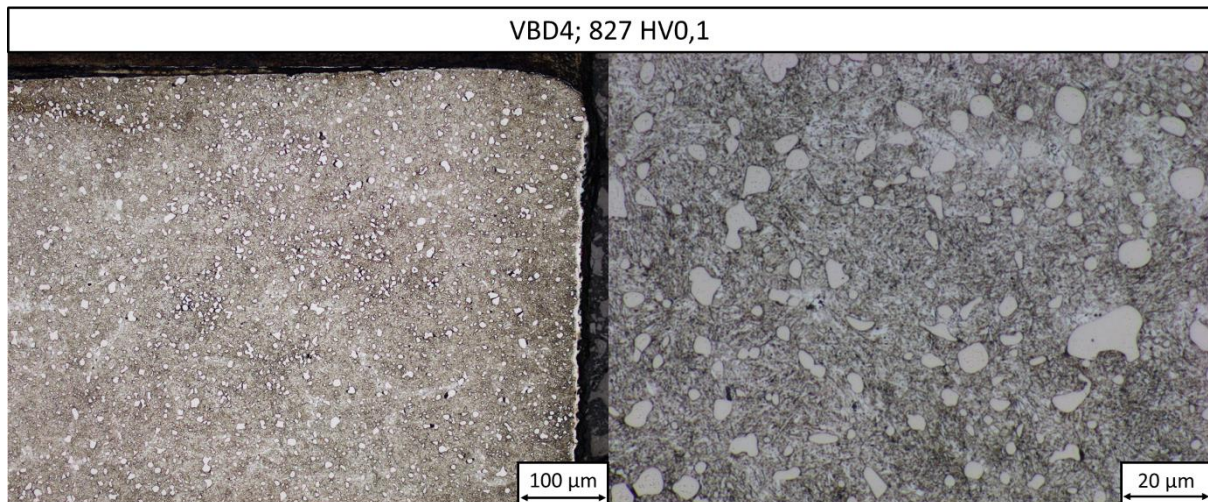


Obrázek 47: Popuštěná mikrostruktura destičky VBD3 po testech opotřebení.



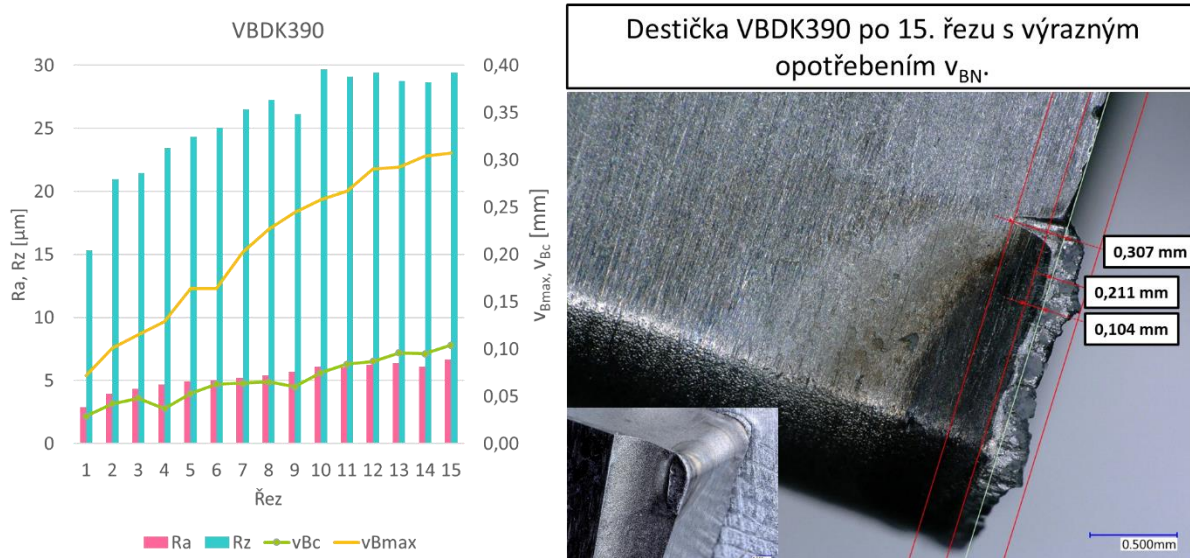
Obrázek 48: Výsledky testů opotřebení břitové destičky VBD4.

S ohledem na režim termomechanického a tepelného zpracování materiálu, z něhož byla destička VBD4 vyrobena, je zřejmé, že během testů opotřebení nedošlo k tak výrazné změně mikrostruktury jako u předchozích případů. Struktura byla stabilizována již popouštěním po zpracování v semi-solid stavu a zůstala takřka neměnná. Na špičce destičky byla patrná malá plastická deformace. Materiál destičky VBD4 dosahoval po testech opotřebení tvrdosti 827 HV0,1, což opět odpovídá struktuře popuštěné a stabilizované již během zpracování před testy opotřebení (Obrázek 49). Destičky, které se popouštěly během obrábění, nebyly na popouštěcí teplotě dostatečně dlouhou dobu pro takové snížení tvrdosti materiálu.



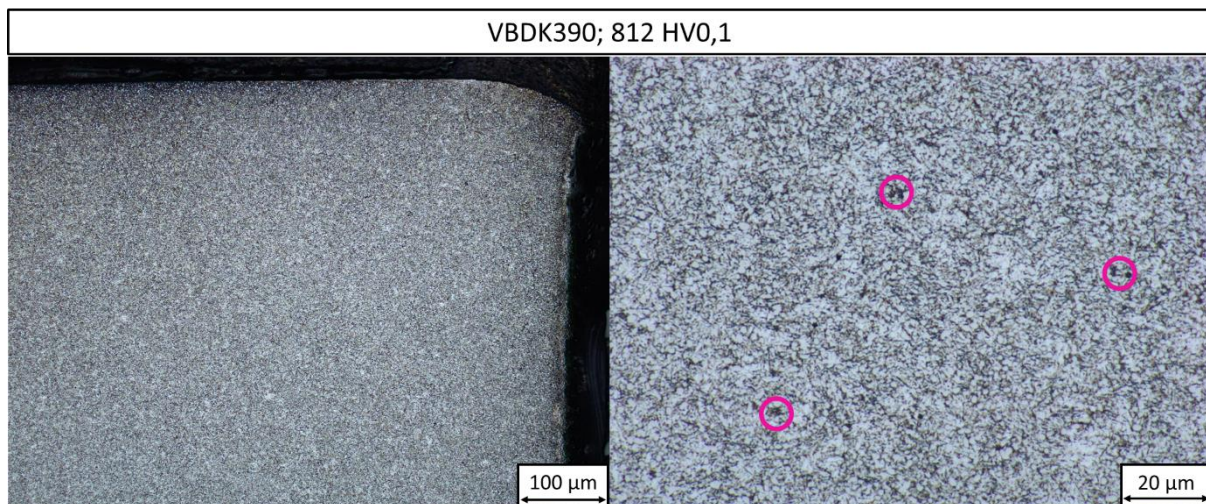
Obrázek 49: Stabilní mikrostruktura destičky VBD4 bez plastické deformace a výrazných trhlin po testech opotřebení.

Břítová destička VBDK390, vyrobená z referenční práškové oceli Böhler K390 Microclean a zpracovaná kalením z teploty 1100 °C a popouštěním při 500 °C po dobu dvou hodin dosahovala podobného průměrného opotřebení  $v_{Bc}$ , jako destička VBD4, konkrétně byla opotřebena do hloubky 0,21 mm po 15 řezu. Avšak měla výrazně větší maximální opotřebení, 0,37 mm, a dosahovala rovněž výrazně horších hodnot drsnosti obráběného povrchu, než všechny předchozí destičky. Finální drsnost obrobku po testování opotřebení byla  $R_a = 6,7 \mu\text{m}$  (Obrázek 50).



Obrázek 50: Výsledky testů opotřebení břítové destičky VBDK390.

Mikrostruktura destičky VBDK390 se chovala obdobně, jako mikrostruktura destičky VBD4, neboť obě byly již před testy opotřebení popouštěné na teplotě 500 °C, což strukturu stabilizovalo a nedocházelo k dalšímu popouštění. Tomu opět odpovídala i tvrdost materiálu destičky po obrábění, která byla 812 HV0,1. Z důvodu nižší tvrdosti došlo k výraznější plastické deformaci špičky VBD, než u předchozího režimu. Plastická deformace byla opět v řádu desítek  $\mu\text{m}$ . V mikrostruktuře byly rovněž patrné ojedinělé oblasti, kde se začaly během testování iniciovat trhliny (Obrázek 51).



**Obrázek 51: Mikrostruktura destičky VBDK390 s oblastmi iniciace trhlin po testech opotřebení.**

Celkově byla nejlépe hodnocena břitová destička VBD4, která měla po testech opotřebení střední opotřebení pouze 0,095 mm, což nasvědčuje tomu, že by při použití těchto parametrů obrábění vydržela v řezu při zachování požadované kvality povrchu obrobku nejdéle z testovaných destiček (Tabulka 3).

**Tabulka 3: Souhrnné výsledky testů opotřebení břitových destiček z experimentální oceli KK a srovnávací oceli K390.**

Destička	Maximální opotřebení po 15 řezech [mm]	Průměrné opotřebení po 15 řezech [mm]	Průměrná hodnota Ra obrobku [μm]	Průměrná tvrdost destičky HV0,1	<b>Parametry testování:</b>
VBD1	0,223	-	3,372	897	$V_c = 45 \text{ m/min}$
VBD2	0,26	-	3,155	852	$f = 0,15 \text{ mm/ot}$
VBD3	0,219	-	3,338	903	$a_p = 2 \text{ mm/poloměr}$
VBD4	0,189	0,095	3,414	827	Obrobená dráha: 15 x 20 mm
VBDK390	0,307	0,104	5,31	812	

## 11. Diskuse výsledků

Za účelem snížení nákladů na výrobu materiálů s vysokou odolností vůči opotřebení, které jsou obvykle vyráběny metodou práškové metalurgie, byla odlita konvenční tavba vysokolegovaná nástrojová oceli. Ta měla chemické složení korespondující s komerčně vyráběnou práškovou ocelí Böhler K390 Microclean. Klasické lití materiálů s podílem legujících prvků okolo 20 hm% se obvykle neprovádí z důvodu nevhodné lici struktury, kterou tyto materiály tvoří. Jedná se velké ostrohranné karbidy a karbidické síťoví. Tyto strukturní prvky značně zhoršují mechanické vlastnosti materiálu a lze je jen velmi obtížně odstranit konvenčními metodami tváření a tepelného zpracování. Provedením optimalizace parametrů nekonvenčního zpracování odlité vysokolegované nástrojové oceli byl získán materiál, který svými užitnými vlastnostmi odpovídal oceli vyrobené práškovou metalurgií se stejným chemickým složením. Získání zpracovaného materiálu daných vlastností proběhlo v několika krocích:

- Odlití experimentální tavby bohaté na vanad, molybden, chrom a wolfram s označením KK ve formě 40 kg ingotu: ingot byl homogenizačně vyžhán, apretován a dělen na polotovary pro další zpracování pomocí vodního paprsku. Struktura po lití byla tvořena velkými ostrohrannými primárními karbidy a karbidickým síťovím v základní matici s výraznou chemickou heterogenitou, která byla eliminována homogenizačním žháním.
- Metalografické hodnocení výchozí struktury experimentální oceli KK a především struktury po žhání pomocí světelné a elektronové mikroskopie: struktura po žhání byla tvořena velkými ostrohrannými primárními karbidy VC, karbidy chromu  $M_7C_3$  a karbidickým síťovím v martenziticko-austenitické matici o tvrdosti 672 HV30.
- Navržení počátečních parametrů zpracování experimentální oceli KK v semi-solid stavu na základě výpočtů v programu JMatPro: software stanovil interval teplot pro tváření oceli v semi-solid stavu na 1260 – 1290 °C. Interval teplot tváření experimentální oceli KK v semi-solid stavu byl pro experimentální zjištění optimální semi-solid teploty rozšířen na 1220 – 1300 °C. Byl hledán optimální podíl tekuté fáze pro dosažení tixotropního chování materiálu, který odpovídá zhruba 20 % tekuté fáze.
- Odkoušení režimů zpracování s variací semi-solid teploty a kalícího média (voda, vzduch), hodnocení tvrdosti a mikrostruktur pro omezení semi-solid teplot na 1240 °C a 1260 °C a výběr rychlejších kalících médií z důvodu získání jemnějších mikrostruktur s rovnoměrně rozptýlenými sferoidizovanými karbidy v materiálu bez trhlin: v této fázi semi-solid zpracování byl jako nejlepší způsob zpracování vyhodnocen režim, kde došlo nejprve k ohřátí materiálu na semi-solid teplotu 1260 °C, byla provedena výdrž 20 min a následně byl materiál dvojnásobně deformován a kalen do vody. Tímto způsobem byla získána struktura s tvrdostí 861 HV30, která byla tvořena M-A složkou, ve které byla jasně patrná původní austenitická zrna rovnoměrné velikosti, na jejichž hranicích jemně precipitovaly karbidy legujících prvků. Současně byly ve struktuře sferoidizované karbidy VC, které byly vhodnou teplotou zpracování částečně nataveny a eliminovány.
- Navržení dalších parametrů termomechanického zpracování experimentální oceli – hledání optimálního rychlého kalícího média (olej, polymer, voda), hledání nižší kovací teploty po přechodu materiálu přes semi-solid teplotu pro zkrácení výdrže na vysoké semi-solid teplotě, kdy dochází k hrubnutí zrna: nižší teplota tváření vedla k získání jemnější struktury s malými karbidy vzniklými mechanickým porušením. Aby nedocházelo k hrubnutí mikrostruktury a na druhé straně k jejímu praskání během ochlazování, muselo být nalezeno vhodné kalící médium, rychlejší než vzduch.

S ohledem na jednoduchost použití a finanční nenáročnost v kombinaci s dosaženými vlastnostmi byla jako nejlepší kalící médium určena voda. Nejlepší režim, který byl sestaven kombinací dříve kladně hodnocených parametrů, se skládal z ohřevu materiálu na teplotu 1260 °C, krátkého kalení do vody po dobu 3 s, ohřevu v peci na kovací teplotu 1100 °C pod dobu 5 min, vložení dvojnásobné deformace a rychlého zakalení do vody. Tímto způsobem byla získána opět jemnější mikrostruktura s tvrdostí 812 HV30.

- Navržení tepelného zpracování po termomechanickém zpracování: režim zpracování sestával z jednoho až dvou cyklů popouštění na teplotě 500 °C po dobu dvou hodin pro stabilizaci mikrostruktury difúzí uhlíku, popuštění martenzitické matrice a precipitaci jemných sekundárních karbidů. Spojením odzkoušených parametrů byl optimalizován režim zpracování, který zahrnoval jak krátké kalení po výdrži na semi-solid teplotě 1260 °C a tváření na kovací teplotě 1100 °C s výdrží 30 min, tak dvojnásobné popouštění po dobu dvou hodin na teplotě 500 °C. Tímto způsobem byla získána homogenní mikrostruktura s tvrdostí 826 HV30.
- Výroba vyměnitelných břitových destiček z experimentální oceli KK a z referenční oceli Böhler K390 Microclean pro porovnání s práškovou ocelí obdobného chemického složení. Testy opotřebení soustružením oceli C45 a vyhodnocení užitečných vlastností obou ocelí. Břítové destičky z oceli KK dosahovaly celkově nižších drsností povrchu obrobku, to však nebylo hlavním hodnotícím kritériem. Tím bylo maximální opotřebení břitů jednotlivých destiček, které měla destička z oceli vyrobené práškovou metalurgií takřka 2x vyšší, než destičky z experimentální oceli konvenčně odlité a zpracované v semi-solid stavu.

## 12. Závěr

V rámci diplomové práce byla odlita experimentální tavba s chemickým složením korespondujícím s komerčně používanou práškovou ocelí Böhler K390 Microclean. Jedná se o vysokolegovanou nástrojovou ocel určenou pro práci za studena vyznačující se vysokou oteřuvzdorností, a to především díky vysokému obsahu vanadu (9 hm%) a dalších legujících prvků. S ohledem na ekonomickou náročnost výroby práškových ocelí, a dopad této výroby na životní prostředí, byla experimentální ocel odlita konvenčním způsobem a následně zpracována nekonvenčním způsobem v semi-solid stavu pro získání vlastností odpovídajících vlastnostem oceli vyrobené práškovou metalurgií. To bylo možné díky použití vysokých teplot zpracování, během kterých byla nevhodná lící struktura eliminována částečným natavením a mechanickým porušením velkých primárních karbidů a karbidického síťoví.

Zpracování experimentální oceli s označením KK probíhalo nejprve dle obecného schématu zpracování odlitých nástrojových ocelí, které sestávalo z žíhání a tím získání homogenizované struktury bez výrazných chemických segregací. Následně byla ocel KK tvářena v semi-solid stavu. Pro ohřev do semi-solid stavu byly použity elektrické odporové pece a pro samotné tváření sloužil hydraulický lis. Teploty zpracování byly navrženy na základě výpočtů v software JMatPro. Po tváření v semi-solid stavu probíhalo hledání optimálních parametrů finálního tepelného zpracování. Po nalezení optimálního způsobu zpracování byla získána základní struktura tvořená M-A složkou s rovnoměrně rozptýlenými globulárními karbidy legujících prvků. Bylo dosaženo tvrdosti až 900 HV.

Tepelné zpracování bylo následně aplikováno i na ocel Böhler K390 Microclean. Z obou ocelí byly po zpracování vyrobeny vyměnitelné břitové destičky pro soustružení. Jejich výroba byla realizována použitím elektroerozivního obrábění. Utvařeče třísky byly obrobny konvenčním způsobem, tedy použitím nástrojářské brusky, a elektroerozivním obráběním, které dosahovalo výrazně lepších výsledků. Výsledné destičky byly podrobeny testování pro porovnání jejich řezných a mechanických vlastností. Mechanické vlastnosti byly hodnoceny také měřením tvrdosti a mikrotvrdosti.

V poslední řadě byly hodnoty získané během zpracování obou ocelí analyzovány a porovnány mezi sebou. To vedlo ke zjištění, že po nalezení optimálních parametrů termomechanického a tepelného zpracování je možné dosáhnout během testů opotřebení u konvenčně lité oceli i 2x lepších výsledků než u oceli vyrobené práškovou metalurgií. Ocel vyrobená práškovou metalurgií sice stále disponovala výrazně jemnější strukturou, avšak měla nižší odolnost vůči opotřebení a tvrdost, tedy užité vlastnosti.

### 13. Literatura

- [1] GEORGE E. TOTTEN. *Steel Heat Treatment Metallurgy and Technologies* [online]. Second edi. Boca Raton: Taylor & Francis, 2006. ISBN 9780429133411. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1201/NOF0849384523>
- [2] GEORGE E. TOTTEN a RAFAEL COLÁS. *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys*. 1st editio. B.m.: CRC Press, 2016. ISBN 9781466511040.
- [3] ARAIN, Attaullah. *Heat Treatment and Toughness Behavior of Tool Steels (D2 and H13) for Cutting Blades*. B.m., 1999. University of Toronto.
- [4] BANERJEE, M. K. *Heat Treatment of Commercial Steels for Engineering Applications* [online]. B.m.: Elsevier Ltd., 2017. ISBN 9780128032503. Dostupné z: doi:[10.1016/B978-0-12-803581-8.09190-6](https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.09190-6)
- [5] PODGORNIK, B., I. PAULIN, B. ZAJEC, S. JACOBSON a V. LESKOVŠEK. Deep cryogenic treatment of tool steels. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2016, **229**, 398–406. ISSN 09240136. Dostupné z: doi:[10.1016/j.jmatprotec.2015.09.045](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.09.045)
- [6] KANG, Jun-yun, Hoyoung KIM, Dongmin SON, Cheolpyo KIM, Soon Keun PARK a Tae-ho LEE. Hot-worked microstructure and hot workability of cold-work tool steels. *Materials Characterization* [online]. 2018, **135**(October 2017), 8–17. ISSN 1044-5803. Dostupné z: doi:[10.1016/j.matchar.2017.11.001](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.11.001)
- [7] YAN, Jujie, Yinghao ZHOU, Ruinan GU, Xingmin ZHANG, Wai Meng QUACH a Ming YAN. A comprehensive study of steel powders (316L, H13, P20 and 18Ni300) for their selective laser melting additive manufacturing. *Metals* [online]. 2019, **9**(1). ISSN 20754701. Dostupné z: doi:[10.3390/met9010086](https://doi.org/10.3390/met9010086)
- [8] KIANIAN, Babak. Comparing acquisition and operation life cycle costs of powder metallurgy and conventional wrought steel gear manufacturing techniques. *Procedia CIRP* [online]. 2019, **81**(June), 1101–1106. ISSN 22128271. Dostupné z: doi:[10.1016/j.procir.2019.03.260](https://doi.org/10.1016/j.procir.2019.03.260)
- [9] JURČI, Peter. Nedostatky při výběru a zpracování vysokolegovaných nástrojových ocelí. In: *METAL 2009 18th International Conference on Metallurgy and Materials*. Slezska Ostrava: TANGER spol. s.r.o., 2009.
- [10] VOJTĚCH, Dalibor. *Kovové materiály*. První vydá. Praha: Vysoká škola chemico-technologická v Praze, 2006. ISBN 80-7080-600-1.
- [11] MAZANCOVÁ, Eva. *Technické materiály I. Kovové materiály*. Ostrava: Vysoká škola Báňská - Technická univerzita Ostrava, 2012. ISBN 9788024825779.
- [12] SHOKRANI, A, V DHOKIA, P MUNOZ-ESCALONA a S T NEWMAN. State-of-the-art cryogenic machining and processing. *International Journal of Computer Integrated Manufacturing* [online]. 2013, **26**(7), 616–648. Dostupné z: doi:[10.1080/0951192X.2012.749531](https://doi.org/10.1080/0951192X.2012.749531)
- [13] GILL, Simranpreet Singh, Jagdev SINGH, Rupinder SINGH a Harpreet SINGH. Metallurgical principles of cryogenically treated tool steels — a review on the current state of science. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2011, **54**, 59–82. Dostupné z: doi:[10.1007/s00170-010-2935-5](https://doi.org/10.1007/s00170-010-2935-5)
- [14] KIM, Hoyoung, Jun-yun KANG, Dongmin SON, Tae-ho LEE a Kyung-mox CHO. Evolution of carbides in cold-work tool steels. *Materials Characterization* [online]. 2015, **107**, 376–385. ISSN 1044-5803. Dostupné z: doi:[10.1016/j.matchar.2015.08.001](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.08.001)

- [15] BOMBAC, D., M. FAZARINC, A. Saha PODDER a G. KUGLER. Study of carbide evolution during thermo-mechanical processing of AISI D2 tool steel. *Journal of Materials Engineering and Performance* [online]. 2013, **22**(3), 742–747. ISSN 10599495. Dostupné z: doi:10.1007/s11665-012-0340-y
- [16] BOMBAC, D., M. FAZARINC, A. Saha PODDER a G. KUGLER. Study of carbide evolution during thermo-mechanical processing of AISI D2 tool steel. *Journal of Materials Engineering and Performance* [online]. 2013, **22**(3), 742–747. ISSN 10599495. Dostupné z: doi:10.1007/s11665-012-0340-y
- [17] MENG, Yi, Sumio SUGIYAMA a Jun YANAGIMOTO. Microstructural evolution during partial melting and semisolid forming behaviors of two hot-rolled Cr-V-Mo tool steels. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2015, **225**, 203–212. ISSN 09240136. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmatprotec.2015.05.031
- [18] HUSAIN, N. H., A. H. AHMAD a M. M. RASHIDI. An overview of thixoforming process. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* [online]. 2017, **257**(1). ISSN 1757899X. Dostupné z: doi:10.1088/1757-899X/257/1/012053
- [19] ATKINSON, H. V. a A. RASSILI. *Thixoforming Steel*. Aachen: Shaker Verlag, 2010. ISBN 978-3-8322-9133-4.
- [20] JIRKOVA, Hana, David AIŠMAN, Indrani SEN, Martin F.X. WAGNER, Mária BEHÚLOVÁ, Martin KUSÝ a Bohuslav MAŠEK. Mini-Thixoforming of a Steel Produced by Powder Metallurgy. *Solid State Phenomena* [online]. 2012, **192–193**, 500–505. ISSN 1662-9779. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/SSP.192-193.500
- [21] MILOSTEAN, Daniela a Mihaela FLORI. an Overview on the Semisolid State Processing. *Annals of Faculty Engineering Hunedoara - International Journal of Engineering*. 2011, **9**(1), 95–100.
- [22] AIŠMAN, David, Kateřina RUBEŠOVÁ a Šárka MIKMEKOVÁ. Mini-Thixoforming of High-Alloyed CPM REX 121 Steel. *Advanced Materials Research* [online]. 2014, **887–888**, 1156–1160. ISSN 1662-8985. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.887-888.1156
- [23] OPATOVA, K., D. AISMAN, K. RUBESOVA, K. IBRAHIM a S. JENICEK. Development of microstructure in high-alloy steel K390 using semi-solid forming. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* [online]. 2016, **118**(1). ISSN 1757899X. Dostupné z: doi:10.1088/1757-899X/118/1/012022
- [24] RASSILI, A. a H. V. ATKINSON. A review on steel thixoforming. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)* [online]. 2010, **20**(SUPPL. 3), s1048–s1054. ISSN 10036326. Dostupné z: doi:10.1016/S1003-6326(10)60629-2
- [25] PIERRET, J. C., A. RASSILI, G. VANEETVELD a J. LECOMTE-BECKERS. Stability of steel thixoforming process. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)* [online]. 2010, **20**(SUPPL. 3), s937–s942. ISSN 10036326. Dostupné z: doi:10.1016/S1003-6326(10)60610-3
- [26] MAŠEK, B., D. AIŠMAN a H. JIRKOVÁ. Microstructure of tool steel upon combined semi-solid processing and thermomechanical treatment. *Journal of Alloys and Compounds* [online]. 2014, **586**(SUPPL. 1), 165–167. ISSN 09258388. Dostupné z: doi:10.1016/j.jallcom.2013.02.168
- [27] PÜTTGEN, Wolfgang, Bengt HALLSTEDT, Wolfgang BLECK a Peter UGGOWITZER. On the microstructure formation in chromium steels rapidly cooled from the semi-solid state. *Acta Materialia* [online]. 2007, **55**, 1033–1042. Dostupné z: doi:10.1016/j.actamat.2006.09.021
- [28] SENITE SOFTWARE LTD. *JMatPro, Release 9.0*. 2016



- [29] ČEP, Robert. *Speciální a experimentální metody obrábění: měření opotřebení nástrojů* [online]. Ostrava: Technická univerzita Ostrava, Katedra obrábění a montáže. Dostupné z: <http://homel.vsb.cz/~cep77/>
- [30] CHAUS, A.S., M. SAHUL, R. MORAVČÍK a R. SOBOTA. Role of microstructural factor in wear resistance and cutting performance of high-speed steel end mills. *Wear* [online]. 2021, **474–475**(March), 203865. ISSN 00431648. Dostupné z: doi:10.1016/j.wear.2021.203865
- [31] SANDVIK COROMANT. *How to choose correct turning insert* [online]. [vid. 2020-12-16]. Dostupné z: <https://www.sandvik.coromant.com/en-gb/knowledge/general-turning/pages/how-to-choose-correct-turning-insert.aspx>
- [32] TAMIZHARASAN, T. a N. SENTHIL KUMAR. Optimization of cutting insert geometry using DEFORM-3D: Numerical simulation and experimental validation. *International Journal of Simulation Modelling* [online]. 2012, **11**(2), 65–76. ISSN 17264529. Dostupné z: doi:10.2507/IJSIMM11(2)1.200
- [33] DU, Maohua, Zheng CHENG, Yanfei ZHANG a Shensong WANG. Multiobjective optimization of tool geometric parameters using genetic algorithm. *Complexity* [online]. 2018, **2018**. ISSN 10990526. Dostupné z: doi:10.1155/2018/9692764
- [34] VERESCHAKA, A. A., M. A. VOLOSOVA, S. N. GRIGORIEV a A. S. VERESCHAKA. Development of wear-resistant complex for high-speed steel tool when using process of combined cathodic vacuum arc deposition. *Procedia CIRP* [online]. 2013, **9**, 8–12. ISSN 22128271. Dostupné z: doi:10.1016/j.procir.2013.06.159
- [35] TOBOLA, Daniel, Witold BROSTOW, Kazimierz CZECHOWSKI a Piotr RUSEK. Improvement of wear resistance of some cold working tool steels. *Wear* [online]. 2017, **382–383**, 29–39. Dostupné z: doi:10.1016/j.wear.2017.03.023
- [36] SALABOVÁ, Petra. Vliv kryogenního zpracování na vlastnosti ledeburitických nástrojových ocelí. *TriboTechnika* [online]. 2013, **1/2013**, 8–11. Dostupné z: [https://www.scribd.com/embeds/124908180/content?start\\_page=1&view\\_mode=book&access\\_key=key-1qntwawstuwtnlny98y7&show\\_recommendations=false](https://www.scribd.com/embeds/124908180/content?start_page=1&view_mode=book&access_key=key-1qntwawstuwtnlny98y7&show_recommendations=false)
- [37] CARDOSO, P. H.S., C. L. ISRAEL, M. B. DA SILVA, G. A. KLEIN a L. SOCCOL. Effects of deep cryogenic treatment on microstructure, impact toughness and wear resistance of an AISI D6 tool steel. *Wear* [online]. 2020, **456–457**(November 2019), 203382. ISSN 00431648. Dostupné z: doi:10.1016/j.wear.2020.203382
- [38] N.N. Werkstoffdatenblatt K390 der Firma Böhler Edelstahl GmbH & Co KG [online]. nedatováno. Dostupné z: <http://www.boehler-edelstahl.com/files/K390DE.pdf>
- [39] MM PRŮMYSLOVÉ SPEKTRUM. *Elektroerozivní obrábění* [online]. 2006 [vid. 2020-12-08]. Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/elektroerozivni-obrabeni.html>
- [40] TECHNICKÝ TÝDENÍK. *V čem spočívá tajemství elektroeroze* [online]. 2014 [vid. 2020-12-08]. Dostupné z: [https://www.technickytydenik.cz/rubriky/archiv/v-cem-spociva-tajemstvi-elektroeroze\\_23808.html](https://www.technickytydenik.cz/rubriky/archiv/v-cem-spociva-tajemstvi-elektroeroze_23808.html)
- [41] ABBAS, Norliana Mohd, Darius G SOLOMON a Fuad BAHARI. A review on current research trends in electrical discharge machining (EDM). *International Journal of Machine Tools & Manufacture* [online]. 2007, **47**, 1214–1228. Dostupné z: doi:10.1016/j.ijmachtools.2006.08.026
- [42] ENGINEERING CLICKS. *Electro-discharge machining (EDM)* [online]. [vid. 2020-12-08]. Dostupné z: <https://www.engineeringclicks.com/electro-discharge-machining-edm/>

- [43] ANCA CNC MACHINES. ANCA - MX7 [online]. [vid. 2020-12-15]. Dostupné z: <https://machines.anca.com/Products?cat=53&sub=59>