

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

Studijní program: B0715A270013 – Strojní inženýrství  
Studijní specializace: Strojírenské materiály a technologie

**BAKALÁŘSKÁ PRÁCE**

Popouštění nástrojových ocelí

Autor: Radovan Hlaváč  
Vedoucí práce: Ing. Jiří Hájek, Ph.D.

Akademický rok 2022/2023

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI  
Fakulta strojní  
Akademický rok: 2022/2023

# ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení: **Radovan HLAVÁČ**  
Osobní číslo: **S22B0314P**  
Studijní program: **B0715A270013 Strojní inženýrství**  
Specializace: **Strojírenské materiály a technologie**  
Téma práce: **Popouštění nástrojových ocelí**  
Zadávající katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

## Zásady pro vypracování

1. Charakteristika nástrojových ocelí
2. Tepelné zpracování nástrojových ocelí
3. Metalografické hodnocení nástrojových ocelí
4. Experimentální program
5. Diskuse výsledků
6. Závěr

Rozsah bakalářské práce: **30-40 stran**  
Rozsah grafických prací: **fotodokumentace, obrázky**  
Forma zpracování bakalářské práce: **tištěná/elektronická**

Seznam doporučené literatury:

ROBERTS GEORGE, KRAUSS GEORGE, KENNEDY RICHARD, Tool Steels, ASM International 1998.

Heat Treating as Volume 4 of the ASM Handbook, ASM International 1991.

KONTOROVÍČ D. E., Tepelné zpracování oceli a litiny, Státní nakladatelství technické literatury, Praha 1933.

LIŠČÍČ B., TENZI H.M., CANALE C.F.L., TOTTEN G.E., Quenching Theory and Technology, Taylor & Francis 2010.

Vedoucí bakalářské práce: **Ing. Jiří Hájek, Ph.D.**  
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Konzultant bakalářské práce: **Ing. Petr Beneš, Ph.D.**  
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Datum zadání bakalářské práce: **17. října 2022**  
Termín odevzdání bakalářské práce: **26. května 2023**

L.S.

---

**Doc. Ing. Vladimír Duchek, Ph.D.**  
děkan

---

**Doc. Ing. Josef Odehnal, Ph.D.**  
vedoucí katedry

## Prohlášení o autorství

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

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

V Plzni dne: .....

.....

podpis autora

## ANOTAČNÍ LIST BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

<b>AUTOR</b>	<b>Příjmení</b> Hlaváč	<b>Jméno</b> Radovan	
<b>STUDIJNÍ PROGRAM</b>	B0715A270013 Strojní inženýrství		
<b>VEDOUCÍ PRÁCE</b>	<b>Příjmení (včetně titulů)</b> Ing. Hájek, Ph.D.	<b>Jméno</b> Jiří	
<b>PRACOVIŠTĚ</b>	ZČU - FST – KMM		
<b>DRUH PRÁCE</b>	<b>DIPLOMOVÁ</b>	<b>BAKALÁŘSKÁ</b>	<b>Nehodící se škrtněte</b>
<b>NÁZEV PRÁCE</b>	Popouštění nástrojových ocelí		

<b>FAKULTA</b>	strojní	<b>KATEDRA</b>	KMM	<b>ROK ODEVZD.</b>	2023
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

### POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

<b>CELKEM</b>	69	<b>TEXTOVÁ ČÁST</b>	50	<b>GRAFICKÁ ČÁST</b>	4
---------------	----	---------------------	----	----------------------	---

<b>STRUČNÝ POPIS</b>	Bakalářská práce se zabývá strukturou a tvrdostí nástrojových ocelí po tepelném zpracování. V experimentální části byly tepelně zpracovány čtyři legované nástrojové oceli. První proces tepelného zpracování bylo kalení použitých vzorků s následným popouštěním. Výsledné mikrostruktury byly zachyceny a popsány. Následně se oceli zkoumali na tvrdost podle Vickerse.
<b>KLÍČOVÁ SLOVA</b>	Nástrojové oceli, tepelné zpracování, kalení, popouštění, popis mikrostruktury, tvrdost podle Vickerse

## SUMMARY OF BACHELOR SHEET

<b>AUTHOR</b>	<b>Surname</b> Hlaváč	<b>Name</b> Radovan	
<b>STUDY PROGRAMME</b>	B0715A270013 Mechanical Engineering		
<b>SUPERVISOR</b>	<b>Surname (Inclusive of Degrees)</b> Ing. Hájek, Ph.D.	<b>Name</b> Jiří	
<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>	Tool steel Heat treatment		

<b>FACULTY</b>	Mechanical Engineering	<b>DEPARTMENT</b>	KMM	<b>SUBMITTED IN</b>	2023
----------------	------------------------	-------------------	-----	---------------------	------

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

<b>TOTALLY</b>	69	<b>TEXT PART</b>	50	<b>GRAPHICAL PART</b>	4
----------------	----	------------------	----	-----------------------	---

<b>BRIEF DESCRIPTION</b>	The bachelor's thesis focuses on the structure and hardness of tool steels after heat treatment. In the experimental part, four alloyed tool steels were subjected to heat treatment. The first process involved quenching the samples followed by tempering. The resulting microstructures were captured and described. Subsequently, the steels were examined for Vickers hardness.
<b>KEY WORDS</b>	Tool steels, heat treatment, quenching, tempering, microstructure description, Vickers hardness

## Poděkování

Děkuji vedoucímu mé bakalářské práce Ing. Jiřímu Hájkovi, Ph.D. a konzultantovi doc. Ing. Petru Benešovi, Ph.D. za ochotu pomoci s řešením problémů spojených s řešením této práce a trpělivost. Děkuji také prof. Ing. Ludmile Kučerové, Ph.D. a Mgr. Dagmar Bublíkové, Ph.D. za odborné rady a poskytnutí přístupu do laboratoří nezbytných k tvorbě této práce. Dále děkuji Ing. Vojtěchu Průchovi Ph.D. a Haně Pasiarové za odborné rady a poskytnutí přístupu do laboratoří nezbytných k tvorbě této práce. V neposlední řadě bych rád poděkoval své rodině za maximální podporu během studia.

## Obsah

1	Úvod.....	15
2	Charakteristika nástrojových ocelí .....	16
2.1	Označení nástrojových ocelí.....	16
2.2	Rozdělení nástrojových ocelí.....	16
2.2.1	Nelegované nástrojové oceli .....	17
2.2.2	Nástrojové oceli legované pro práci za studena .....	18
2.2.3	Nástrojové oceli legované pro práci za tepla .....	18
2.2.4	Nástrojové oceli legované rychlořezné .....	18
2.3	Požadované vlastnosti nástrojových ocelí .....	19
2.3.1	Tvrдость .....	19
2.3.2	Houževnatost.....	19
2.3.3	Odolnost proti popouštění .....	19
2.3.4	Prokalitelnost.....	19
2.3.5	Rozměrová stálost .....	20
2.3.6	Odolnosti proti opotřebení .....	20
3	Tepelné zpracování nástrojových ocelí .....	21
3.1	Popis základních fází v oceli: .....	21
3.1.1	Austenit .....	21
3.1.2	Ferit .....	21
3.1.3	Cementit .....	21
3.1.4	Perlit .....	21
3.1.5	Martenzit .....	21
3.1.6	Bainit .....	21
3.2	Ohřev a ochlazení .....	22
3.3	Austenitizace .....	22
3.4	Žihání na měkko .....	23
3.5	Normalizační žihání.....	23
3.6	Kalení.....	23
3.6.1	Kalící prostředí .....	24
3.7	Popouštění .....	25
4	Metalografické hodnocení nástrojových ocelí .....	28
4.1	Metalografie.....	28



4.1.1	Světelná mikroskopie .....	28
4.1.2	Elektronová mikroskopie .....	28
4.2	Zkouška tvrdosti podle Vickerse .....	30
5	Experimentální program.....	31
5.1	Arne .....	31
5.2	Sverker 21.....	32
5.3	QRO 90 Supreme.....	33
5.4	Holdax .....	35
6	Tepelné zpracování .....	37
6.1	Technologický postup experimentu.....	38
6.1.1	Arne .....	38
6.1.2	Sverker 21 .....	38
6.1.3	QRO 90 Supreme .....	38
6.1.4	Holdax .....	39
7	Příprava vzorků pro zkoumání mikrostruktury a tvrdosti .....	40
7.1	Postup přípravy pro metalografickou analýzu a měření tvrdosti.....	40
8	Zkoumaná mikrostruktura vzorků po tepelném zpracování.....	41
8.1	Arne .....	41
8.1.1	Tepelné zpracování Stav_0 .....	41
8.1.2	Tepelné zpracování Stav_1 .....	42
8.1.3	Tepelné zpracování Stav_2 .....	42
8.1.4	Tepelné zpracování Stav_3 .....	43
8.1.5	Tepelné zpracování Stav_4 .....	43
8.1.6	Tepelné zpracování Stav_5 .....	44
8.2	Sverker 21.....	45
8.2.1	Tepelné zpracování Stav_0 .....	45
8.2.2	Tepelné zpracování Stav_1 .....	45
8.2.3	Tepelné zpracování Stav_2 .....	46
8.2.4	Tepelné zpracování Stav_3 .....	47
8.2.5	Tepelné zpracování Stav_4 .....	49
8.2.6	Tepelné zpracování Stav_5 .....	49
8.3	QRO 90 Supreme.....	51
8.3.1	Tepelné zpracování Stav_0 .....	51
8.3.2	Tepelné zpracování Stav_1 .....	51

8.3.3	Tepelné zpracování Stav_2 .....	52
8.3.4	Tepelné zpracování Stav_3 .....	52
8.3.5	Tepelné zpracování Stav_4 .....	53
8.3.6	Tepelné zpracování Stav_5 .....	54
8.4	Holdax .....	54
8.4.1	Tepelné zpracování Stav_0 .....	54
8.4.2	Tepelné zpracování Stav_1 .....	55
8.4.3	Tepelné zpracování Stav_2 .....	55
8.4.4	Tepelné zpracování Stav_3 .....	56
8.4.5	Tepelné zpracování Stav_4 .....	58
8.4.6	Tepelné zpracování Stav_5 .....	59
9	Přehled mechanických vlastností .....	61
9.1	Tvrdość dle Vickerse.....	61
9.1.1	Arne .....	61
9.1.2	Sverker 21 .....	61
9.1.3	QRO 90 Supreme .....	61
9.1.4	Holdax .....	62
9.1.5	Popouštěcí diagram .....	62
10	Diskuse výsledků.....	63
11	Závěr.....	64
	Seznam použitých zdrojů .....	65
	Příloha č. 1.....	66
	Příloha č. 2.....	67
	Příloha č. 3.....	68
	Příloha č. 4.....	69

## Přehled použitých zkratk a symbolů

$A_{cm}$	Teplota konce přeměny na austenit (nadeutektoidní ocel)
$A_{c1}$	Teplota počátku přeměny na austenit
$A_{c3}$	Teplota konce přeměny na austenit (podeutektoidní ocel)
ČSN	Česká technická norma
EN ISO	Evropská norma
HRC	Tvrдость podle Rockwella
HV30	Tvrдость podle Vickerse při zatížení 300 N
ŘEM	Řádkovací elektronový mikroskop
SE	Sekundární elektrony
W.-Nr.	Německá norma
ZČU	Západočeská univerzita v Plzni

## Seznam obrázků

Obr. 1: Závislost tvrdosti na obsahu uhlíku u zakalené nelegované oceli (Podle Rockwella)	18
Obr. 2: Různá tepelná zpracování nástrojových ocelí.....	22
Obr. 3: Mechanismy emise elektronů .....	29
Obr. 4: Schéma zkoušky tvrdosti podle Vickerse .....	30
Obr. 5: Výchozí mikrostruktura oceli Arne (příčný řez), zv. 1000x.....	32
Obr. 6: Výchozí mikrostruktura oceli Sverker 21 (podélný řez), zv. 100x.....	33
Obr. 7: Výchozí mikrostruktura oceli Sverker 21 (příčný řez), zv. 1000x .....	33
Obr. 8: Výchozí mikrostruktura oceli QRO 90 Supreme (podélný řez), zv. 100x.....	34
Obr. 9: Výchozí mikrostruktura oceli QRO 90 Supreme (příčný řez), zv. 1000x .....	35
Obr. 10: Výchozí mikrostruktura oceli Holdax (podélný řez), zv. 100x .....	36
Obr. 11: Výchozí mikrostruktura oceli Holdax (příčný řez), zv. 1000x .....	36
Obr. 12: Pec Linn High Therm.....	37
Obr. 13: Ukázka ohřevu vzorků .....	37
Obr. 14: Mikrostruktura Arne dle procesu Stav_0, zv. 1000x .....	41
Obr. 15: Mikrostruktura Arne dle procesu Stav_1, zv. 1000x .....	42
Obr. 16: Mikrostruktura Arne dle procesu Stav_2, zv. 1000x .....	43
Obr. 17: Mikrostruktura Arne dle procesu Stav_3, zv. 1000x .....	43
Obr. 18: Mikrostruktura Arne dle procesu Stav_4, zv. 1000x .....	44
Obr. 19: Mikrostruktura Arne dle procesu Stav_5, zv. 1000x .....	44
Obr. 20: Mikrostruktura Sverker 21 dle procesu Stav_0, zv. 1000x.....	45
Obr. 21: Mikrostruktura Sverker21 dle procesu Stav_1, zv. 1000x.....	46
Obr. 22: Mikrostruktura Sverker 21 dle procesu Stav_2, zv. 1000x.....	46
Obr. 23: Mikrostruktura Sverker 21 dle procesu Stav_3, zv. 1000x.....	47
Obr. 24: Mikrostruktura Sverker 21 dle procesu Stav_3 .....	48
Obr. 25: Chemická analýza karbidu oceli Sverker 21 dle procesu Stav_3 .....	48
Obr. 26: Mikrostruktura Sverker 21 dle procesu Stav_4, zv. 1000x.....	49
Obr. 27: Mikrostruktura Sverker 21 dle procesu Stav_5, zv. 1000x.....	50
Obr. 28: Mikrostruktura Sverker 21 dle procesu Stav_5 .....	50
Obr. 29: Mikrostruktura QRO 90 Supreme dle procesu Stav_0, zv. 1000x .....	51
Obr. 30: Mikrostruktura QRO 90 Supreme dle procesu Stav_1, zv. 1000x .....	52
Obr. 31: Mikrostruktura QRO 90 Supreme dle procesu Stav_2, zv. 1000x .....	52
Obr. 32: Mikrostruktura QRO 90 Supreme dle procesu Stav_3, zv. 1000x .....	53

Obr. 33: Mikrostruktura QRO 90 Supreme dle procesu Stav_4, zv. 1000x .....	53
Obr. 34: Mikrostruktura QRO 90 Supreme dle procesu Stav_5, zv. 1000x .....	54
Obr. 35: Mikrostruktura Holdax dle procesu Stav_0, zv. 1000x .....	55
Obr. 36: Mikrostruktura Holdax dle procesu Stav_1, zv. 1000x .....	55
Obr. 37: Mikrostruktura Holdax dle procesu Stav_2, zv. 1000x .....	56
Obr. 38: Mikrostruktura Holdax dle procesu Stav_3, zv. 1000x .....	56
Obr. 39: Mikrostruktura Holdax dle procesu Stav_3 .....	57
Obr. 40: Chemická analýza karbidu oceli Holdax dle procesu Stav_3 .....	58
Obr. 41: Mikrostruktura Holdax dle procesu Stav_4, zv. 1000x .....	59
Obr. 42: Mikrostruktura Holdax dle procesu Stav_5, zv. 1000x .....	59
Obr. 43: Mikrostruktura Holdax dle procesu Stav_5 .....	60
Obr. 44: Diagram popouštění použitých ocelí .....	62

## Seznam tabulek

Tab. 1: Rozdělení a označení ocelí třídy 19 .....	16
Tab. 2: Přehled teplot zpracování použitých ocelí .....	31
Tab. 3: Chemické složení použitých ocelí při experimentu .....	31
Tab. 4: Ekvivalentní označení oceli .....	32
Tab. 5: Ekvivalentní označení oceli .....	32
Tab. 6: Ekvivalentní označení oceli .....	34
Tab. 7: Ekvivalentní označení oceli .....	35
Tab. 8: Přehled teplot a prodlev na daných teplotách .....	38
Tab. 9: Přehled teplot a prodlev na daných teplotách .....	38
Tab. 10: Přehled teplot a prodlev na daných teplotách .....	38
Tab. 11: Přehled teplot a prodlev na daných teplotách .....	39
Tab. 12: Chemické složení krabidu oceli Sverker 21 .....	49
Tab. 13: Chemické složení krabidu oceli Holdax .....	58
Tab. 14: Výsledky měření tvrdosti pro ocel Arne .....	61
Tab. 15: Výsledky měření tvrdosti pro ocel Sverker 21 .....	61
Tab. 16: Výsledky měření tvrdosti pro ocel QRO 90 Supreme .....	61
Tab. 17: Výsledky měření tvrdosti pro ocel Holdax .....	62

# 1 Úvod

Zdálo by se, že pojem „nástrojové oceli“ se vztahuje na oceli používané při výrobě nástrojů. Pro laika jsou náhradím předměty jako kladiva, dláta a pily, která jsou běžně k dispozici v železářství. Tyto předměty jsou zřídka vyrobeny z nástrojové oceli. Malým, ale velmi důležitým segmentem celkové výroby oceli představují nástrojové oceli. [12]

Raná historie nástrojových ocelí je úzce spojena s vývojem ocelí. Nedostatek možnosti výroby oceli ve velkém množství vedl k zaměření použití oceli na nástroje a zbraně místo na konstrukční aplikace, které dnes dominují ve využití oceli. [9]

Moderní nástrojové oceli se silně spoléhají na legování a tepelné zpracování pro dosažení vysoké tvrdosti. Porozumění vzájemným vztahům mezi obsahem uhlíku, obsahu legujících prvků a zpracováním se postupně vyvíjelo až v 19. století. Pomalý postup byl způsoben částečně nutným současným vývojem metod přesné chemické analýzy a metalografie, které uměly rozlišit mikrostrukturu ocelí. [9]

Bakalářská práce je zaměřena na popis tepelného zpracování, jako procesu zlepšení nebo získání požadovaných vlastností oceli. V první řadě jsou charakterizovány nástrojové oceli jako celek. Jejich označení, rozdělení podle způsobu použití a požadované vlastnosti. Další částí bakalářské práce je popis tepelného zpracování. V této sekci se práce zaměřuje na popis tepelného zpracování jako celku s popisem fází které vznikají ve struktuře. V tomto bodě jsou popsány i různé druhy tepelného zpracování. V poslední sekci je teoretická část zaměřena na metalografii.

Experimentální část práce se zaměřuje na aplikaci tepelného zpracování na různé vzorky nástrojových ocelí. Jedná se o oceli Arne, Sverker 21, QRO 90 Supreme a Holdax. Každá ocel má jiné chemické a strukturální složení. Hodnoty teplot a prodlev jsou vyčtené z materiálových listů vzorků. Vzorky jsou následně tepelně zpracovány a jejich výsledná mikrostruktura je zdokumentována a popsána. Zkouška tvrdosti podle Vickerse je použita z důvodu pozorování změn tvrdosti pro danou strukturu po tepelném zpracování.

## 2 Charakteristika nástrojových ocelí

Nástrojové oceli se využívají k výrobě nástrojů, zápustek a forem. Nástroje z nástrojové oceli se používají k obrábění ocelí, neželezných kovů, plastů a dalších. Existují i jiná použití než na nástroje. Většina těchto aplikací jsou součástí mechanických zařízení, které vyžadují oceli se speciálními vlastnostmi. Tyto odvětví jsou například součástí leteckých vozidel, plynových turbín a další zařízení pro tryskový průmysl. [12]

### 2.1 Označení nástrojových ocelí

Nástrojové oceli se označují podle české technické normy ČSN. ČSN norma stanovuje složení, klasifikaci a vlastnosti ocelí. Nástrojové oceli patří podle normy do třídy 19. Nejzákladnější rozdělení nástrojových ocelí je na uhlíkové, slitinové a rychlořezné. Třetí číslice vyjadřuje přísadovou skupinu nebo jejich kombinaci. Čtvrtá číslice vyjadřuje příslušnou kombinaci přísadových prvků. Pátá číslice vyjadřuje přesněji jakost oceli podle způsobu výroby.

Uhlíkové oceli jsou evidovány s třetí číslicí od 0-2 (tj. 19 0XX, 19 1XX a 19 2XX). Slitinové oceli jsou označeny čísly od 3-7 (tj. 19 3XX, 19 4XX, 19 5XX, 19 6XX a 19 7XX). Pro rychlořezné oceli zůstává číslo 8 (tj. 19 8XX). Oceli s označením 19 9XX se berou jako volné oceli. [1, 2]

Tab. 1: Rozdělení a označení ocelí třídy 19 [1]

Třetí číslice	Druh oceli podle typu legování
0	nelegované oceli
1	nelegované oceli
2	nelegované oceli
3	oceli legované Mn, Si, V, Mn-Si, Mn-V, Mn-Cr-V, Mn-Cr-W-V
4	oceli legované Cr, Cr-Mn, Cr-Al, Cr-V, Cr-Si, Cr-Mn-V, Cr-Si-V, Cr-W-V, Cr-Mn-Si-V
5	oceli legované Cr-Mo, Cr-Mo-Mn, Cr-Mo-V, Cr-Mo-Si-V, Cr-Mo-W-V, Cr-Mo-Ni-V-Co, Cr-Mo-W-Si-V
6	oceli legované Ni-Cr, Ni-Cr-V, Ni-Cr-W, Ni-Mo-Cr, Ni-Cr-Mo-V, Ni-Cr-W-V, Ni-Cr-W-Mo, Ni-Cr-W-Si, Ni-Cr-W-Si-V
7	oceli legované W, W-Cr, W-V, W-Cr-Mn, W-Cr-Si, W-Cr-V, W-Cr-Si-V, W-Cr-Ni-V, W-Cr-V-Co
8	rychlořezné oceli, legované W-Cr-V, W-Cr-Mo-V, W-Cr-V-Co, W-Cr-Mo-V-Co
9	speciální oceli, jako např. vytvrzované oceli typu Ni-Co-Mo-Ti

### 2.2 Rozdělení nástrojových ocelí

Nástrojové oceli se rozdělují podle chemického složení, druhu ochlazovacího prostředí a podle způsobu použití. [2, 3, 4, 14]

Nástrojové oceli rozdělené podle chemického složení:

- Nelegované
- Nízkolegované (součet legujících prvků do 5 %)



- Střednělegované (součet legujících prvků 5 až 10 %)
- Vysokolegované (součet legujících prvků nad 10 %)

Nástrojové oceli nelegované rozdělené podle obsahu uhlíku:

- Nízký obsah uhlíku (max. 0,25 %)
- Střední obsah uhlíku (0,25 až 0,6 %)
- Vysoký obsah uhlíku (nad 0,6 %)

Nástrojové oceli rozdělené podle kalícího prostředí na:

- Oceli kalitelné do vody
- Oceli kalitelné do oleje
- Oceli kalitelné na vzduchu

Nástrojové oceli rozdělené podle způsobu použití:

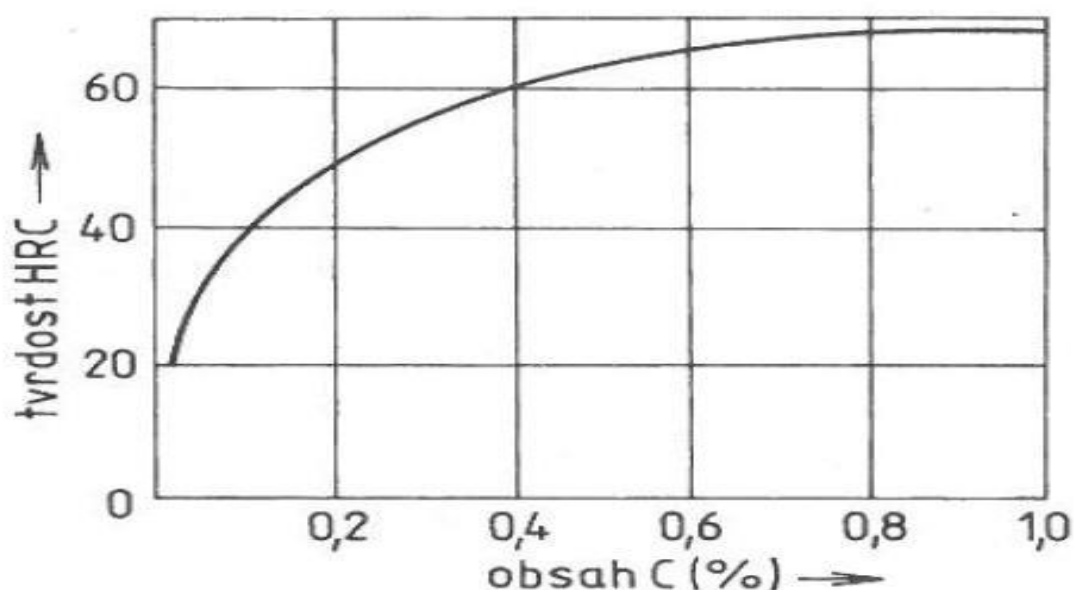
- Oceli nelegované
- Oceli legované pro práci za studena
- Oceli legované pro práci za tepla
- Oceli rychlořezné

Nejčastěji se používá rozdělení podle způsobu použití z důvodu eliminace nevhodného zvolení.

### 2.2.1 Nelegované nástrojové oceli

Nelegované nástrojové oceli slouží převážně k výrobě ručních nástrojů používaných na opracování dřeva. Další možné použití je k výrobě méně namáhaných částí strojů, kde dochází ke kombinaci s legovanými nástrojovými oceli, slinutými karbidy nebo keramickými destičkami. Zvyšujícím se obsahem uhlíku v oceli, roste odolnost proti opotřebení, ale dochází k poklesu houževnatosti. Nejčastější rozmezí obsahu uhlíku je 0,4 – 1,1 %. U nelegovaných nástrojových ocelí se vyskytují i další prvky. Si je obsaženo do 0,4 %, mangan do 0,4 %, chrom do 0,15 %, nikl a měď do 0,2 %.

Hlavní nevýhoda tohoto druhu oceli je malá prokalitelnost. Se stoupajícím obsahem uhlíku do 1% stoupá i tvrdost oceli v zakaleném stavu až do maximální hodnoty 67 HRC Obr. 2. Tvrdost klesá při zvyšující se teplotě popouštění, ale při teplotě 150°C až 200°C hodnota tvrdosti dosahuje nad 60 HRC. Strukturu po zakalení tvoří martenzitická povrchová vrstva a jádro s jemným perlitem. [2, 3, 4, 14, 17]



Obr. 1: Závislost tvrdosti na obsahu uhlíku u zakalené nelegované oceli (Podle Rockwella) [2]

### 2.2.2 Nástrojové oceli legované pro práci za studena

Nelegované nástrojové oceli nemohou plně zajistit požadavky na vlastnosti, proto jsou nahrazovány kvalitnějšími legovanými nástrojovými oceli. Požadavky na nástrojové legované oceli pro práci za studena jsou vysoká tvrdost, odolnost proti otěru a dobrá řezivost, kde pořád musíme brát ohledy na vyhovující houževnatost a prokalitelnost. Dnes se z legovaných nástrojových ocelí vyrábějí téměř všechny druhy nástrojů od stříhacích, tvářecích po řezací. Nástroje jsou velikostně malé, střední, ale i velké a členité, které mají značný požadavek na výkon a životnost. Počet legovaných nástrojových ocelí je v dnešní době velký. U nás máme podle normy ČSN kolem 50 druhů těchto ocelí.

Legované nástrojové oceli jsou oproti nelegovaným nástrojovým charakteristické svou větší prokalitelností a zvýšenou odolností proti popouštění. Legující prvky (kromě kobaltu a hliníku) mají výhodu při tepelném zpracování, protože posouvají křivky začátku a dokončení přeměny doprava, takže usnadňují kalení. Hlavní legující prvky jsou tzv. karbidotvorné prvky (Cr, V, W, Mo), které tvoří stálé karbidy i ve vysokých teplotách. Další prvky jsou nekarbidotvorné (Ni, Si, Co). Kalící médium se nejčastěji používá olej. Popouští se při teplotách 150 – 250°C. V případě požadavku na vyšší houževnatost je teplota popouštění 330 – 550°C. [2, 3, 4, 11, 17]

### 2.2.3 Nástrojové oceli legované pro práci za tepla

Vlastnosti nástrojových legovaných ocelí pro práci za tepla jsou velká odolnost proti popouštění, vysoká houževnatost při poměrně značné pevnosti a prokalitelnosti. Nástrojová legovaná ocel pro práci za tepla a za studena se liší v obsahu uhlíku a wolframu. Pro práci za tepla mají oceli nižší obsah uhlíku, ale vyšší obsah wolframu, který dosahuje až 15 %. Obsah C je 0,28 – 0,6 %, až 5,5 % Cr, 3% Mo a 1,1 % V. Teplota 350°C je předpokládaná pracovní teplota povrchu. Kalící teplota se pohybuje od 850°C. [2, 3, 4, 11, 17]

### 2.2.4 Nástrojové oceli legované rychlořezné

Vlastní skupinu tvoří vysokolegované nástrojové oceli, které se nazývají rychlořezné nástrojové oceli. Rychlořezné nástrojové oceli se používají k výrobě výkonných a vysoce

výkonných řezných nástrojů a nástrojů pro tváření za studena. Liší se od ostatních nástrojových ocelí obsahem legur a podmínkami tepelného zpracování. V zakaleném a popuštěném stavu mají oproti nelegovaným a legovaným nástrojovým ocelím lepší vlastnosti. Vyznačují se vysokou tvrdostí i při teplotách kolem 600°C, velkou odolností proti otěru, řezivostí a hlavně odolností proti popouštění. Oproti legovaným nástrojovým ocelím se rychlořezné nástrojové oceli liší v hlavních legurách, které jsou wolfram, chrom, vanad, molybden a kobalt. Pro nejvíce namáhané nástroje k obrábění se využívá ocel s větším obsahem kobaltu (5 až 11,5 %). [2, 3, 4, 11, 17]

## 2.3 Požadované vlastnosti nástrojových ocelí

Pro dané provozní podmínky je potřeba vybrat vhodný nástroj s vhodnou nástrojovou ocelí. Požadavky na vlastnosti nástroje zajišťuje vhodný výběr nástrojové oceli i tepelné zpracování. Většinou, až na pár výjimek, se dodávají nástrojové oceli v zakaleném a popuštěném stavu. Požadavky kladené na nástrojové oceli jsou: Tvrdost, houževnatost, odolnost proti popouštění, prokalitelnost, stálost rozměrů a odolnosti proti opotřebení. [3]

### 2.3.1 Tvrdost

Tvrdost je závislá na obsahu uhlíku v oceli. Od 0,8% obsahu uhlíku se tvrdost dále nezvyšuje pro stejný způsob tepelného zpracování. Nad hodnotou 0,8% uhlíku vzrůstá množství karbidů, které ovlivňují řezivost a odolnost proti otěru. Pro dosažení optimální tvrdosti je zapotřebí správného postupu tepelného zpracování. [3]

### 2.3.2 Houževnatost

Kombinace vyšší tvrdosti a nižší houževnatosti je zapotřebí pro uspokojení požadavků na některá kombinovaná (statická i dynamická) mechanická namáhání. Zvýšení houževnatosti u některých typů nástrojových ocelí se docílí jemnozrnnou strukturou a minimálním vnitřním pnutí. Nečistoty, vměstky a výrobní vady jsou nežádoucí pro správné zakalení a popouštění. Důležité je také rozložení karbidů. Nerovnoměrné rozložení (shluky) vměstků, nečistot a karbidů snižují houževnatost. Karbidická řádkovitost zhoršuje poměr houževnatosti v příčném a podélném směru. [3]

### 2.3.3 Odolnost proti popouštění

Při používání nástroje působí na povrch nástroje tření, které ovlivňuje vlastnosti povrchu. Zahříváním povrchu dochází k nežádoucímu popouštění, které má za následek snížení tvrdosti, pevnosti, odolnosti proti otěru a plastické deformaci. Legury Co, W, Mo a V zajišťují vyšší stabilitu struktury. Tvoří karbidy, které zvyšují odolnost proti popouštění. [3]

### 2.3.4 Prokalitelnost

Prokalitelností se získá požadovaná tvrdost do určité hloubky. Prokalitelnost je závislá na velikosti nástroje, rychlosti ochlazování z austenitizační teploty, na velikosti zrna a chemickém složení. Hlavní legury pozitivně ovlivňující prokalitelnost jsou Mn, Ni, Cr, Mo a W. [3]

### **2.3.5 Rozměrová stálost**

Tepelné zpracování tvoří tepelné a strukturní pnutí, při kterém vzniká deformace a změna rozměrů nástroje. Řádkovitost napomáhá k nerovnoměrným změnám rozměrů. Správná volba tepelného zpracování zajistí stálost rozměrů. [3]

### **2.3.6 Odolnosti proti opotřebení**

Při styku nástroje a jiného materiálu se deformuje tenká vrstva na povrchu nástroje. Vznik povrchových prasklin vede ke vzniku nerovnosti povrchu, který nastává při vyčerpání plasticity materiálu. Ohřátím nástroje na příliš vysokou teplotu, mohou na povrchu vznikat ostrůvky austenitu. Po ochlazení transformuje austenit na martenzit a zbytkový austenit. Změna struktury povrchu materiálu má za následek pnutí a mohou vznikat následné trhlinky. Matrice a karbidy ovlivňují odolnost proti opotřebení. Karbid vanadu pozitivně přispívá otěruvzdornosti, jelikož má vysokou tvrdost. [4]

### 3 Tepelné zpracování nástrojových ocelí

Tepelné zpracování ocelí funguje pomocí fázových a strukturních přeměn v tuhém stavu. Tímto způsobem se získává požadovaná struktura pro dané mechanické a technologické vlastnosti. Tepelné zpracování znamená, že se ohřeje materiál na požadovanou teplotu, vyčkání na této teplotě a ochlazení určitou rychlostí. Změny struktury a vlastností, které se požadují, se dosáhne řízenou změnou teploty. Při vhodně zvolené tepelné úpravě se dají vyrábět strojní zařízení, které jsou lehčí, výkonnější i trvanlivější. Předem je potřeba posoudit jestli je tepelné zpracování výhodné. Tepelné zpracování sebou nese určité faktory, jako jsou finanční náklady a vysoká spotřeba energie. [3]

#### 3.1 Popis základních fází v oceli:

##### 3.1.1 Austenit

Intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe  $\gamma$ . Mikrostrukturní fáze s plošně centrovanou kubickou mřížkou. Rozpustnost, která je maximální, uhlíku v austenitu je 2,11 % při teplotě 1148°C. [11, 13]

##### 3.1.2 Ferit

Tuhý roztok uhlíku v železe  $\alpha$ . Mikrostrukturní fáze s prostorově centrovanou mřížkou. Téměř bezuhlíkový, s maximální hodnotou 0,02 % při teplotě 727°C. [11, 13]

##### 3.1.3 Cementit

Sloučenina železa a uhlíku, který je známý jako karbid ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Obsahuje 6,68 % uhlíku. Vyznačuje se ortorombickou mřížkou. [11, 13]

##### 3.1.4 Perlit

Vyznačuje se lamilární morfologií feritu a cementitu. Vzniká eutektoidním rozpadem austenitu. Velikost lamel závisí na rychlosti ochlazování. [11, 13]

##### 3.1.5 Martenzit

Tuhý roztok uhlíku v železe  $\alpha$  s prostorově středěnou tetragonální mřížkou. Pokud je tuhý roztok austenitu velmi prudce ochlazován pod teplotu 300°C, dochází k transformaci na martenzit.. Průběh martenzitické přeměny není provázán difúzí, při fázové transformaci do martenzitu se atomy pohybují na vzdálenostech menších než vzdálenosti mezi sousedními atomy. Martenzitická fáze je metastabilní a při zvýšených teplotách se rozkládá na ferit a karbid. Tvar martenzitu je deskovitý, případně jehlicovitý. Vyznačuje se vysokou tvrdostí a pevností. [11, 13]

##### 3.1.6 Bainit

Směs feritu a karbidů, která se od perlitu liší jak kinetikou a mechanismem vzniku, tak i mikrostrukturou. Hlavním rozdílem je, že během přeměny austenitu probíhá pouze difúze uhlíku. Bainit má jehlicovitou nebo deskovitou strukturu, která závisí na teplotě.

Dolní bainit, který je téměř nerozlišitelný od popuštěného martenzitu, vzniká při nízkých teplotách. Skládá se z destiček feritu, ve kterých jsou velmi jemné destičky cementitu rozptýleny. [11, 13]

### 3.2 Ohřev a ochlazení

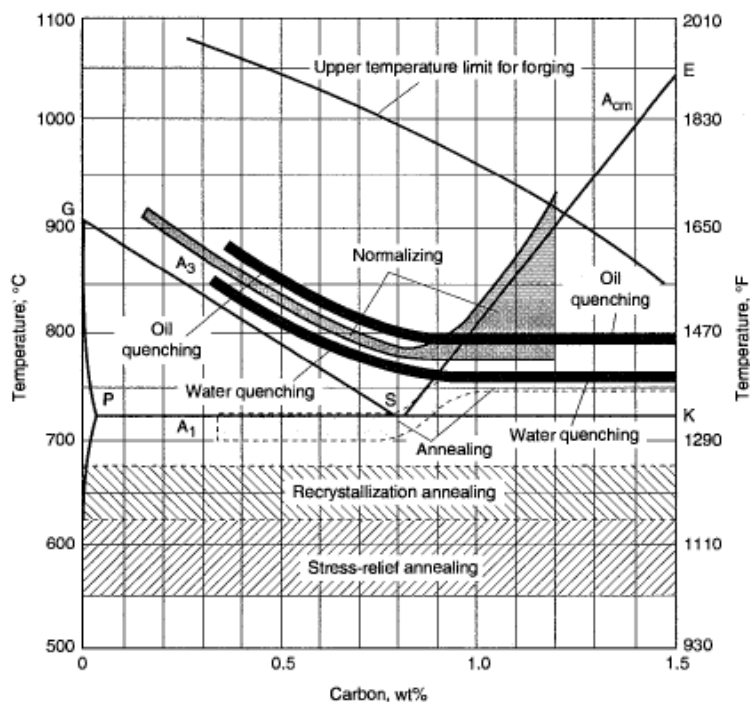
Celý cyklus tepelného zpracování, za účelem dosažení požadovaných vlastností, se dá rozdělit na tři části:

- Ohřev
- Výdrž na dané teplotě (prodleva)
- Ochlazování

**Ohřev** se provádí zvýšením teploty materiálu na specifickou hodnotu. Provádí se různými způsoby, včetně ohřevu v peci, použitím ohně, elektrického zdroje nebo laserového paprsku. Ohřev se uskutečňuje za přesně definovaných teplot, které jsou specifické pro daný materiál a požadované vlastnosti. [3]

**Ochlazování** následuje po ohřevu a je zaměřeno na kontrolované rychlosti chladnutí materiálu. Rychlost ochlazování může mít významný vliv na výslednou strukturu a vlastnost materiálu. Rychlé ochlazování může vést k tvorbě martenzitické struktury, která je tvrdá a křehká, zatímco pomalé ochlazování umožňuje vznik měkkých struktur, jako je perlit nebo bainit. [3]

Obr. 2 znázorňuje různá tepelná zpracování diagramu Fe-C. Normalizing – Normalizační žíhání, Oil quenching – kalení do oleje, Water quenching – kalení do vody, Recrystallization annealing – rekrytalizační žíhání, Stress-relief annealing – žíhání ke snížení pnutí, Upper temperature limit for forging – Horní teplotní limit pro kování, Annealing – žíhání na měkko [10]



Obr. 2: Různá tepelná zpracování nástrojových ocelí [10]

### 3.3 Austenitizace

Austenitizace je nejdůležitější zahřívací operace prováděná na nástrojových ocelích. Příliš vysoké teploty austenitizace nebo nadměrně dlouhé doby výdrže na teplotě mohou vést k nadměrné deformaci, abnormálnímu růstu zrn, ztrátě tažnosti a nízké pevnosti. Nedostatečné zahřátí může vést ke snížení tvrdosti a nízké odolnosti proti opotřebení. Při

rychlém chlazení, pokud je jádro nástroje chladnější než povrch, může docházet k odlupování nebo praskání rohů, zejména u ocelí kalených do vody. [10]

Austenitizace je tepelný proces, kterým se dosáhne finálního rozložení slitinových prvků mezi austenitickou maticí, která se přeměňuje na martenzit a zbývajícími karbidy. Chemické složení materiálu určuje, jak jsou karbidy rozloženy a rozmístěny. Přítomnost karbidů nejen přispívá k odolnosti proti opotřebení, ale také ovlivňuje velikost austenitických zrn. [10]

Podutektoidní oceli přeměňují sekundární ferito-cementické struktury na austenit za teplot mezi  $A_{c1}$  až do  $A_{c3}$  za rovnovážných podmínek. Nadeutektoidní oceli jsou v rozmezí teplot od  $A_{c1}$  až do  $A_{cm}$ . U ocelí začíná přechod přeměnou perlitu na austenit a s rostoucí teplotou nad  $A_{c1}$  postupným rozpouštěním feritu nebo cementitu v austenit. Podutektoidní oceli charakterizuje ferit a nadeutektoidní cementit. [3]

### 3.4 Žihání na měkko

Žihání na měkko je termín používaný pro proces dlouhodobého ohřívání oceli v blízkosti teploty perlitické transformace, následované postupným chlazením. Tímto procesem se odstraňuje tvrdost způsobená částečným zakalením během kování a dosahuje se nejvyšší měkkosti a houževnatosti, aniž by došlo k překrytí a zjemnění struktury. Tímto způsobem lze lépe odstranit i pnutí než při normalizačním žihání. U ocelí s nižším obsahem uhlíku je obvykle postačující pouze normalizování.

Žihání na měkko je nezbytné pro oceli s vyšším obsahem uhlíku a slitinové oceli, aby se dosáhlo dobré zpracovatelnosti řeznými nástroji. Při žihání na měkko se ocel zahřeje na teplotu pohybující se kolem  $A_{c1}$  (723 °C) a udržuje se na této teplotě po dobu 2 - 4 hod. U materiálů, které byly vystaveny vysokým napětím, se žihání na měkko provádí až po normalizačním žihání. Materiál se ochlazuje v peci až na teplotu přibližně 300 °C a teprve poté následuje ochlazení na volném vzduchu. Tímto se dosahuje jak nízké tvrdosti, tak dobré zpracovatelnosti. [3, 9, 10]

### 3.5 Normalizační žihání

Normalizační žihání je tepelné zpracování používané k zlepšení mechanických vlastností kovů nebo slitin. Proces spočívá ve zahřátí materiálu na vyšší teplotu a následné pomalé ochlazení na vzduchu. Tato tepelná úprava se používá u nástrojových ocelí, které byly kovány při vysokých teplotách. Kování, v závislosti na geometrii dílu, může vytvořit hrubou austenitickou strukturu. Normalizační žihání se provádí s cílem dosáhnout rovnoměrnější a jemnozrné mikrostruktury pro následné tepelné zpracování v podobě žihání a kalení. Během ohřevu na normalizační teplotu a výdrži na této teplotě se vytvářejí zrna austenitu z feritu a karbidů stabilních při nízkých teplotách. V závislosti na obsahu legur dochází během ohřevu k rozpouštění karbidů. Během chlazení pak austenit přechází na směs feritu a cementitu. [9]

### 3.6 Kalení

Kalení je druh tepelného zpracování, kdy dochází ke vzniku nerovnovážné struktury. Kalení se provádí u nástrojových i konstrukčních ocelí. Vlastnosti po kalení jsou vyšší tvrdost, pevnost a odolnost proti opotřebení. Příčina těchto vlastností je vznik martenzitu ve struktuře. Pokud se nevyžaduje taková tvrdost, ale větší houževnatost, pak existují i jiné druhy kalení, při kterých vzniká bainitická struktura. Podle dosažené struktury se pak dělí kalení na

martenzitické nebo bainitické. Nejčastěji se provádí martenzitické kalení. Martenzitická struktura zajišťuje u nástrojových ocelí vyšší tvrdost a odolnost proti opotřebení. Převedením oceli po kalení do nerovnovážné struktury se nazývá kalitelnost. U vysokolegovaných ocelí, kde se vyskytuje pouze jedna fáze alfa nebo gama není možnost kalení. Nerovnovážný stav, po kalení, sebou nese i několik faktorů např. chemické složení oceli, podmínky austenitizace, tvar, velikost kaleného předmětu, intenzita ochlazování a atd. U nerovnovážného stavu, obvykle po martenzitickém kalení, se zkoumá prokalitelnost a zakalitelnost. Pojem zakalitelnost poukazuje na nejvyšší dosažitelnou tvrdost oceli, protože se stoupajícím obsahem uhlíku stoupá i tvrdost martenzitu. Obsah zbytkového austenitu, který ovlivňuje výslednou tvrdost, záleží na obsahu přísadových prvků, velikost austenitického zrna a podmínkách ochlazování. Při zkoumání zakalitelnosti nemá vliv tvar ani velikost zkoumaného vzorku, tudíž tato podmínka je nedostačující. Pojem prokalitelnost je složitější než zakalitelnost, protože má vliv na velikost a tvar vzorku. Prokalitelnost vyjadřuje schopnost oceli dosáhnout určité tvrdosti v určité hloubce pod povrchem předmětu. U jednoduchého válcového tvaru rychlost ochlazování ke středu klesá. Vzniká zde více vrstev od martenzitické na povrchu přes bainit až po perlit ve středu válce. Pro prokalení tělesa musí být rychlost ochlazování v celém tělese větší než kritická rychlost. Větší prokalení vzniká kalením do intenzivnějšího kalícího prostředí nebo menší kritickou rychlostí, jako u slitinové oceli. Volba kalící teploty je hlavní faktor pro rozpad austenitu na martenzit nebo bainit. Vlastnosti podeutektoidní oceli se sníží při nedodržení kalící teploty. Vlastnosti kalené nadeutektoidní oceli jsou závislé na obsahu karbidické fáze a zbytkového austenitu. [4, 17]

### 3.6.1 Kalící prostředí

Při kalení musí být rychlost ochlazování větší než kritická rychlost použité oceli, aby vznikla požadovaná martenzitická struktura. Během tohoto procesu je potřeba, aby byli potlačeny difúzní přeměny austenitu (perlitická, bainitická) v celém objemu. Překročení ochlazovací teploty má za následek rozdíly teplot na povrchu a uvnitř předmětu. Dochází ke vzniku tepelného pnutí, které doprovází i strukturní pnutí a vznikají, tak deformaci v podobě trhlin. Správná volba prostředí nám zaručí nepřekročení kritické rychlosti. Pro oceli s velkou kritickou rychlostí, jako jsou uhlíkové oceli, postačuje jako kalící prostředí voda nebo vodní roztoky. Oceli s nižší kritickou rychlostí je vhodnější kalit v mírnějším prostředí například v oleji nebo na vzduchu. Nezáleží jenom na druhu oceli, ale také na tvaru předmětu. Větší průřez znamená, že je potřeba použít intenzivnější prostředí, kterým je voda. [4, 17]

#### 3.6.1.1 Voda

Když byly známy pouze uhlíkové oceli, používala se téměř výhradně voda jako chladicí médium. V současnosti se čistá voda, obvykle z vodovodu, úspěšně používá také k rychlému kalení uhlíkových ocelí nebo nízkolegovaných ocelí s nízkou kalitelností. Produkty, obrobky nebo nástroje vyrobené z takové oceli mají jednoduché tvary, nejsou náchylné k trhlinám, teplota a podmínky oběhu vody odpovídají požadovaným specifikacím. Před popisem výhod a nevýhod vody jako chladicího média je nutné zvážit specifické fyzikální a chemické vlastnosti oproti většině jiných chladicích médií. Nejcharakterističtější vlastností vody vzhledem k jejím kalícím vlastnostem je mimořádně vysoká kalící schopnost (tepelný přenosový koeficient) způsobená vysokou měrnou tepelnou kapacitou výparu a vysokou měrnou tepelnou kapacitou vody. Na druhou stranu je tepelná vodivost vody v porovnání s kovy velmi malá. Skutečnost, že bod varu vody je mnohem nižší než u olejových chladicích médií, je velká nevýhoda. Další důležitou fyzikální vlastností vody je její schopnost rozpouštět mnoho anorganických sloučenin (soli, alkalické látky, kyseliny), organických sloučenin a plynů. Pokud jde o chemické vlastnosti vody, má výhodu stability při



kontaktu s kalenými částmi zahřátými na kalicí teploty. Nevýhodou je, že snadno koroduje povrch ocelových výrobků. [11]

### 3.6.1.2 Olej

Když byly vyvinuty slitinové oceli, byly zpočátku velmi náchylné k deformacím a praskání při rychlém kalení ve vodě. Proto se hledala alternativní chladicí média, která by chladila méně intenzivně. Nejprve se používaly různé druhy ropných olejů a rostlinných nebo živočišných tuků. Čerstvé projevovaly velmi výhodné vlastnosti při kalení, ale také měly několik nevýhod. Nejdůležitější z nich byla jejich krátká životnost, protože byly náchylné k oxidaci a rozkladu. Navíc byly drahé a při použití pro kalení dílů, které byly předtím zahřívány v solích se vytvářel kal na kalených površích. S postupným zdokonalením mechanismu a kinetiky fázových transformací probíhajících v přechlazeném austenitu a vlivu přenosu tepla ve chladicích médiích byly zlepšeny vlastnosti chladicích olejů. Přestože jsou dobře známy jejich nevýhody (požární riziko, nepříznivý vliv na životní prostředí a nedostatečná kalicí schopnost pro některé aplikace), minerální oleje stále představují nejběžněji používaná chladicí média, protože poskytují optimální kombinaci vysoké tvrdosti s minimální deformací při kalení. Ve srovnání s jinými chladicími médii (kromě vody) jsou oleje snadněji monitorovatelné. Jejich použití je velmi rozšířené, i když by se nemělo opomíjet riziko požáru při kalení těžkých součástí s vysokým poměrem povrchu ku hmotnosti. [11]

### 3.6.1.3 Vzduch

Některé druhy ocelí mají dostatečnou kalitelnost, aby se při kalení ve stojatém vzduchu vytvořila martenzitická struktura, za předpokladu, že rozměry kalených dílů nejsou příliš velké. Koeficient přenosu tepla  $\alpha$  ve stojatém vzduchu je však mnohem menší než u jiných chladicích médií. Kalení ve stojatém vzduchu, které se provádí po austenitizaci, obvykle vytváří perlitickou strukturu. Tento druh tepelného zpracování se nazývá normalizace. Chladicí rychlost vysokotlakého vzduchu je větší než u stojatého vzduchu, ale pro většinu aplikací není dostatečná. Vysokotlaký vzduch se někdy používá pro kalení dílů malých rozměrů, jako jsou tenkostěnné trubky, plechové výrobky a tenké dráty vyrobené z oceli s dostatečně vysokou kalitelností. Obecně se používá proud vzduchu při kalení, když kalení ve stojatém vzduchu nezajišťuje požadovanou tvrdost a kalení v oleji není doporučeno. Kalení vzduchem vyžaduje vhodné vybavení, speciálně navržené pro daný díl s určitým tvarem a hmotností, aby rychlost a teplota proudu vzduchu byly dostatečné a celá kalená plocha byla rovnoměrně ochlazována. Vzduch může být vstříkován pomocí vhodně umístěných trysek nebo ventilů. [11]

## 3.7 Popouštění

Popouštění je posledním krokem tepelného zpracování používaného u nástrojových ocelí. Definováno, jako zahřívání martenzitické nebo kalené oceli na teplotu nižší než teplota  $A_{c1}$ . Tento krok vytváří finální strukturu a mechanické vlastnosti kalené oceli. Předcházející kroky austenitizace a kalení jsou navrženy tak, aby vytvořili struktury. Struktury po kalení zahrnují martenzit a zachovaný austenit, které vznikly chlazením pod  $M_s$  z austenitizační teploty, a karbidy zachované během austenitizace. Martenzit je nestabilní, z hlediska vysoké hustoty dislokací. Je přesycený jak uhlíkem, tak legujícími prvky na úrovních, které byly v austenitu dosaženy během austenitizace. U uhlíkových a nízkolegovaných ocelí je hlavním cílem popouštění, zvýšit tvrdost a odolnost proti lomu kalených ocelí. U ocelí s vyšším

obsahem legujících prvků lze popouštění použít nejen ke zvýšení tvrdosti, ale také k vytvoření disperze stabilních karbidů odolných proti zhrubnutí během vystavení vysokým teplotám. Toto zhrubnutí by snížilo tvrdost a omezilo životnost nástroje při vysokorychlostním obrábění nebo při vysokoteplotním kování. [9]

Nejstabilnější strukturou, kterou lze dosáhnout popouštěním, je kuličkovité rozptýlení hrubých karbidů v matici feritu. Před dosažením tohoto stavu se však v popuštěném martenzitu vyvíjí mnoho jemnějších karbidů. [9]

První fáze popouštění,  $T_1$ , spočívá v přesycení karbidovými částicemi přechodové fáze při teplotách mezi 100 a 200 °C (210 a 390 °F). Krystalová struktura karbidu přechodové fáze byla poprvé identifikována jako hexagonální a karbid byl označován jako epsilon-karbid ( $\epsilon$ -karbid), aby se odlišil od cementitu nebo théta-karbidu ( $\theta$ -karbid). V nedávné době byla identifikována krystalová struktura karbidu přechodové fáze jako ortorombická a označena jako eta-karbid ( $\eta$ -karbid). Karbidy přechodové fáze se vyskytují jako řady velmi jemných částic o velikosti pouze 2 až 4 nm v krystalech martenzitu. Není veškeré přesycení uhlíkem v martenzitu uvolněno prostřednictvím karbidové přechodové fáze, a odhaduje se, že matrice martenzitu obsahuje přibližně 0,25 hm.% C v roztoku. První fáze popouštění zlepšuje tvrdost, ale tvrdost se jen mírně snižuje ve srovnání s martenzitem po rychlém ochlazení. [9]

Druhá fáze popouštění,  $T_2$ , spočívá v transformaci zbylého austenitu na směsi feritu a cementitu. V případě popouštění o délce přibližně 1 hodiny probíhá u uhlíkových a nízkolegovaných ocelí při teplotách mezi 200 a 350 °C (390 a 660 °F). Vzniklé karbidy jsou mnohem hrubší než karbidy přechodové fáze a jsou zodpovědné za pokles pevnosti, označováno jako křehnutí popuštěného martenzitu. U vysoce legovaných nástrojových ocelí je zbylý austenit mnohem stabilnější než u nízkolegovaných ocelí. Podobně jako u kalených uhlíkových a nízkolegovaných ocelí se vysoce legovaný austenit může transformovat na bainitické směsi karbidů a feritu. Tvorbě martenzitu po popouštění je přičítána precipitace karbidů legur v austenitu během popouštění. V důsledku sníženého obsahu uhlíku a legur v zbylém austenitu se zvyšují teploty  $M_s$  a martenzit se tvoří při ochlazování na pokojovou teplotu. [9]

Třetí fáze popouštění, označovaná jako  $T_3$ , spočívá v precipitaci cementitu. Jak se více uhlíku spojuje s železem ve formě cementitu, nakonec dochází k úplnému odstranění uhlíkové přesycenosti v martenzitické matici. Tetragonálnost martenzitu je tak eliminována a krystalová struktura martenzitu se stává kubickou. Přestože je popouštěná martenzitická matrice feritová, stále se nazývá popuštěným martenzitem kvůli svému martenzitickému původu a skutečnosti, že krystaly martenzitu si zachovávají svůj pruhový nebo destičkový tvar až do pozdních stadií popouštění. Všechny legující prvky, v závislosti na jejich druhu a množství, zpomalují zhrubnutí mikrostruktury a tím i míru změkčování během popouštění. Nicméně u vysoce legovaných nástrojových ocelí druhotné zesílení dramaticky obrací typické změkčování nízkolegovaných ocelí. Tento obrat je způsoben vytvořením jemných legovaných karbidů v popuštěné martenzitické matici [9]

Legované oceli mohou také projevovat další fázi s precipitací legovaných karbidů, včetně  $M_2C$  (bohatý na Mo),  $M_7C_3$ ,  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$  (bohatý na Cr),  $V_4C_3$ , TiC atd., kde "M" označuje kombinaci kovových atomů. Nicméně všechny tyto karbidy vyžadují dlouhodobou difuzi substitučních atomů na dlouhé vzdálenosti. Mohou se vyloučit pouze tehdy, když kombinace času a teploty umožňuje tuto difuzi. Nicméně oceli kalené a popouštěné jsou náchylné k různým typům křehkosti. Některé z nich jsou způsobeny strukturálními změnami během popouštění, jako je křehkost popuštěného martenzitu (TME) a popuštěná křehkost (TE). Je dobře známo, že TME je spojeno s popuštěným martenzitem vzorků popuštěných

v rozmezí teplot 250 °C až 370 °C. Rázová tvrdost po popouštění v tomto teplotním rozmezí je nižší než po popouštění při teplotách nižších než 250 °C. Tento typ křehkosti je do určité míry přítomný ve všech ocelích, včetně uhlíkových tříd. Z tohoto důvodu se středně teplotní popouštění obvykle neprovádí v praxi, i když může zaručit vysokou mez kluzu. [11]

## 4 Metalografické hodnocení nástrojových ocelí

### 4.1 Metalografie

Metalografie je nauka, která se zabývá vnitřní stavbou kovů a slitin. Zviditelnění mikrostruktury, či makrostruktury umožňuje zkoumat souvislost mezi strukturou materiálu a jeho vlastnostmi pomocí tzv. Metalografického výbrusu.

Postup přípravy metalografického výbrusu: Odebrání vzorků a následné zalisování nebo zalití do umělé hmoty z důvodu lepší manipulace. Pro pozorování elektronovým řádkovacím mikroskopem je potřeba, aby použitá umělá hmota byla elektricky vodivá. Při broušení a následném leštění je potřeba dbát na rovinnost zkoumaného povrchu.

Makrostrukturu vzorku lze zkoumat pouhým okem nebo při zvětšení až 50x. Zkoumání makrostruktury používáme při zkoumání hrubých licích vad, vad ve svárech nebo průběh deformačních vláken v případech tvářených součástí. Světelné a elektronové mikroskopy se využívají k pozorování mikrostruktury. Světelný mikroskop má zvětšení v rozsahu od 50x až do 1000x. U řádkovacího elektronového mikroskopu ŘEM je zvětšení řádově 10 až 10<sup>5</sup>. [8]

#### 4.1.1 Světelná mikroskopie

Světelný mikroskop se skládá ze dvou soustav čoček – okulár a objektiv. Užitečné zvětšení mikroskopu je hlavní parametr rozlišovací schopnosti, který je dán vzdáleností dvou bodů zřetelně odlišitelných od sebe.

Obraz povrchu, který je vytvořen odraženým světelným paprskem, vzniká pomocí dvou různých způsobů.

Prvním způsobem je vytvoření obrazu pomocí odlišné odrazivosti a absorpce různých strukturních složek na vzorku s hladkým povrchem. Světelný paprsek dopadá kolmo na povrch vzorku, kde dochází k částečné absorpci a reflexi světla. Tato změna amplitudy světla je způsobena rozdílným mikrostrukturním složením. Světelné paprsky se následně odrážejí z různých míst povrchu a s různou intenzitou světla kolmo od povrchu, a tím vytvářejí obraz mikrostruktury. Tento způsob je používán například na nenaleptaných vzorcích.

Druhý způsob vytváření obrazu je spojen s nerovným reliéfem povrchu vzorku, který ovlivňuje množství odraženého světla. Světelný paprsek dopadá kolmo na nerovný reliéf povrchu vzorku a kvůli zákonu odrazu se světelné paprsky odrážejí pod různými úhly. Tyto rozdílné úhly odrazu způsobují, že ne všechny paprsky se vrací k pozorovateli pod stejným úhlem a dochází k rozdílu v intenzitě odraženého světla. [7, 14, 16]

#### 4.1.2 Elektronová mikroskopie

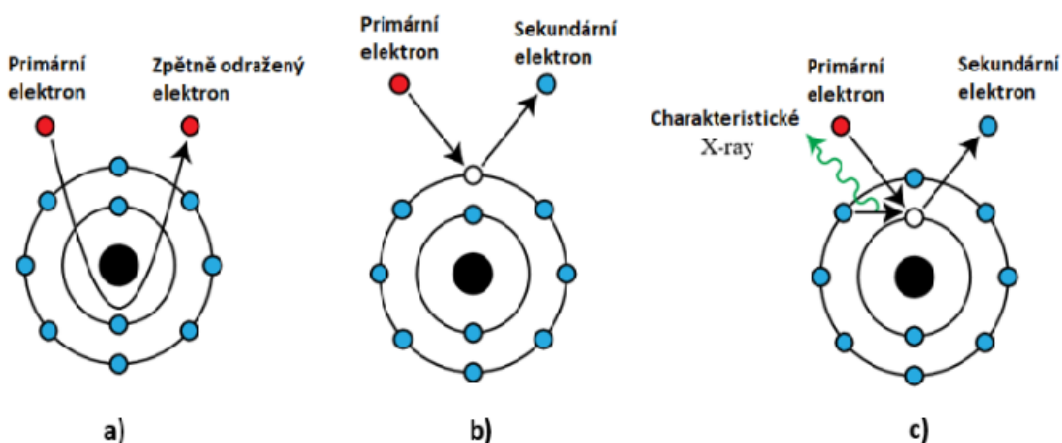
Pro dosažení většího zvětšení se využívají mikroskopická zařízení, která namísto světelného paprsku používají paprsek elektronový s krátkými vlnovými délkami, pouze 0,005 nm. Díky této velmi malé vlnové délce je možné pozorovat mikrostrukturní částice o velikosti jednotek nanometrů. Při šíření elektronového paprsku platí podobné geometrické zákony jako v optice, avšak rychlost a směr elektronových paprsků nelze měnit pomocí běžných skleněných čoček. Namísto toho se využívá elektromagnetické a elektrostatické pole k ovlivňování rychlosti a směru paprsku. Elektrické cívky s vhodným tvarovaným elektromagnetickým polem slouží ke změně směru paprsku, zatímco elektrostatické pole se

používá k úpravě jeho rychlosti. Elektrické cívký a elektrostatické pole plní stejnou funkci jako čočky v geometrické optice. Kvůli citlivosti elektronového paprsku na interakce s ostatními atomy většina elektronových mikroskopů pracuje buď ve sníženém tlaku nebo ve vakuovém prostředí. [7, 14, 16]

#### 4.1.2.1 Řádkovací elektronová mikroskopie

Řádkovací elektronový mikroskop lze částečně přirovnat k optickému světelnému mikroskopu, který pracuje s odraženým světlem. Nicméně se liší v tom, že obraz není vytvářen zpětně odraženým světlem, ale pomocí signálů odražených nebo sekundárních elektronů Obr. 3.

Elektronový svazek vzniká ve speciální elektronové trysce, kde jsou elektrony emitovány ze žhavicí katody a pomocí vysokého napětí na anodě jsou urychlovány do vysokých rychlostí v elektrostatickém poli. Výsledkem je vytvoření tenkého primárního elektronového svazku, který je následně pomocí elektromagnetických čoček fokusován na povrch vzorku. Skenující systém, který je vybaven vychylovacími cívkami, umožňuje postupné procházení elektronového svazku vybranou mikrooblastí bod po bodu a řádek po řádku. Při interakci elektronového svazku s povrchem vzorku dochází k odrazu nebo vzniku nových záření pod určitým úhlem. Záření jsou detekována, zesílena speciálním čipem a převedena do počítače, kde jsou zpracována do podoby obrazu. Kvůli citlivosti elektronového svazku na interakce s různými atomy, včetně atomů vzduchu, je vnitřní konstrukce mikroskopu vybavena podtlakem nebo vakuem. [7, 14, 16]



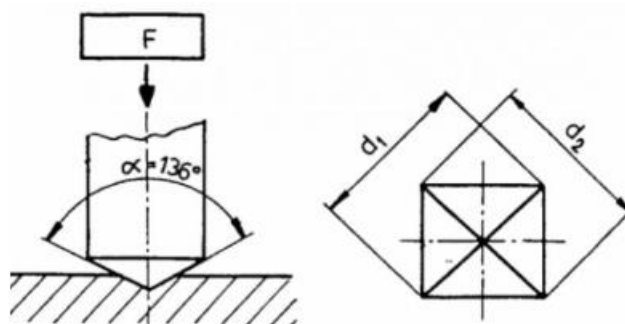
Obr. 3: Mechanismy emise elektronů [15]

#### Sekundární vyzařování elektronů (SE)

Sekundární elektrony, které jsou vyraženy z povrchu zkoumaného materiálu působením primárního elektronového svazku, jsou v podstatě elektrony, které byly vyraženy ze svých elektronových obalů. Tyto sekundární elektrony jsou následně přitahovány na povrch detektoru, který má opačný náboj. Množství vyzářených sekundárních elektronů je velmi citlivé na morfologii povrchu. Obraz vytvořený z těchto sekundárních elektronů poskytuje velmi detailní informace o morfologii povrchu. Tato metoda dosahuje nejlepšího rozlišení a hloubky ostrosti. Při pozorování v režimu sekundárních elektronů se většinou provádí metalografická příprava vzorků, která zahrnuje chemické nebo elektrolytické leštění a leptání, aby se zvýraznila morfologie povrchu. [7, 14, 16]

## 4.2 Zkouška tvrdosti podle Vickerse

Zkouška tvrdosti je jedna ze základních zkoušek mechanické vlastnosti materiálu. Zkouška tvrdosti podle Vickerse je velice přesná a použitelná pro měkké i tvrdé materiály s jednotnou stupnicí. Princip zkoušky tvrdosti podle Vickerse je vtlačení diamantového indentoru ve tvaru pravidelného čtyřbokého jehlanu s vrcholovým úhlem  $136^\circ$  do povrchu tělesa. Vtlačování indentoru probíhá za působení rovnoměrné síly. Zkušební zatížení se volí v rozmezí 10 až 1000 N po dobu 10 až 15 s. Značka HV, za kterou se doplňuje hodnota zatížení, je označení pro zkoušku tvrdosti podle Vickerse. Za použití střední hodnoty změřených úhlopříček  $u_1$  a  $u_2$  po vtisku se dopočítá výsledná tvrdost. Schéma zkoušky podle Vickerse na Obr.2. [2, 5]



Obr. 4: Schéma zkoušky tvrdosti podle Vickerse [6]

Výpočet tvrdosti:

$$HV = 0,189 * (F / u^2) \quad (1) \quad (1)$$

$$u = (u_1 + u_2) / 2 \quad (mm) \quad (2)$$

Kde:

F - zatěžující síla (N)

u - střední hodnota úhlopříčky (mm)

## 5 Experimentální program

Experimentální část práce byla zaměřena na pozorování mikrostruktury a tvrdosti. Pozorované vzorky byly čtyři různé druhy nástrojových ocelí. Složení vzorků bylo různé mikrostrukturně i z chemického hlediska. Tepelné zpracování, ve fázi ohřevu a následném kalení do oleje, se u každého materiálu provádělo s jinou teplotou. Popouštěcí teploty byly stejné pro všechny oceli. Chladicí médium mezi procesy popouštění byl použit vzduch Tab. 2. Měření tvrdosti bylo prováděno dle Vickerse. Výsledky z mikrostruktury a tvrdosti byly pozorovány u jednotlivých materiálů, vzhledem k teplotě zpracování.

Tab. 2: Přehled teplot zpracování použitých ocelí

Materiál	Kalící teplota [°C]	Výdrž na kalící teplotě [min]	Kalící médium	Popouštěcí teploty [°C]	Výdrž na popouštěcí teplotě [min]	Dochlazení
Arne	850	30	Olej	150	2 x 60	Vzduch
Sverker 21	1080			250		
QRO 90 Supreme	1050			350		
Holdax	850			450		
				550		

V experimentu byly použity čtyři různé nástrojové oceli. První z nich byla ocel Arne. Druhá ocel byla použita ocel Sverker 21. Další ocel byla QRO 90 Supreme. Poslední použitá ocel byla Holdax. Tab. 3 uvádí chemické složení použitých ocelí.

Tab. 3: Chemické složení použitých ocelí při experimentu [18, 19, 20, 21]

	C [%]	Si [%]	Mn [%]	Cr [%]	W [%]	V [%]	S max[%]	P max[%]	Mo [%]
Arne	0.95	0.3	1.1	0.6	0.55	0.1	0.035	0.035	-
Sverker 21	1.55	0.3	0.4	11.3	-	0.8	0.035	0.030	0.8
QRO 90 Supreme	0.38	0.30	0.75	2.6	-	0.9	0.030	0.030	2.25
Holdax	0.4	0.4	1.5	1.9	-	-	0.07	0.03	0.2

### 5.1 Arne

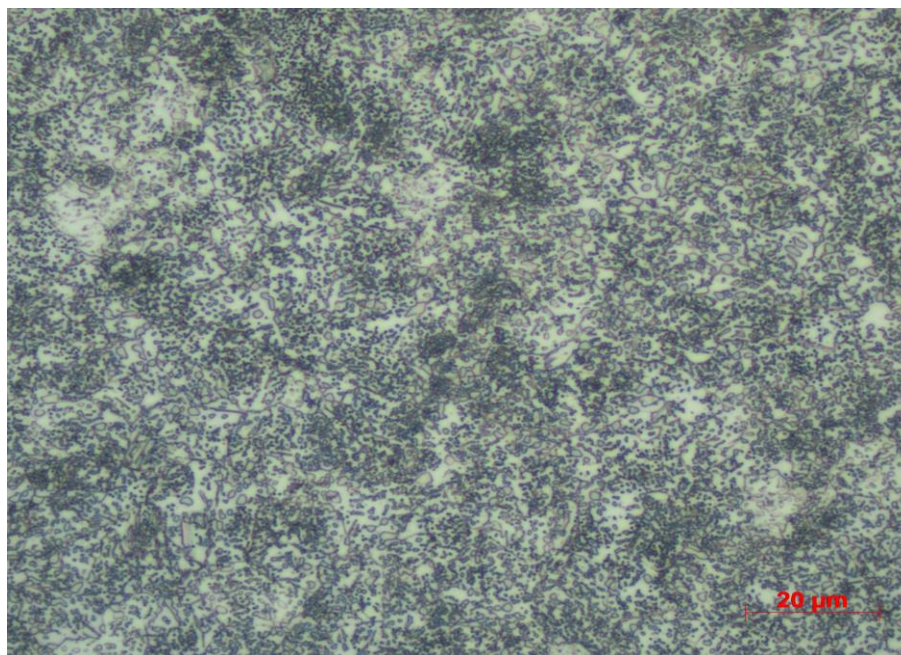
Uddeholm Arne je manganem, chromem a wolframem legovaná nástrojová ocel vhodná pro práci za studena. V zakaleném stavu může dosahovat tvrdosti přibližně 64HRC. Základní kalící prostředí se používá olej. Hlavní charakteristické vlastnosti: dobrá obrobitelnost, dobrá rozměrová stálost při kalení, dobrá kombinace vysoké povrchové tvrdosti a houževnatosti po kalení a popouštění. Tyto vlastnosti se kombinují a vytvářejí ocel vhodnou pro výrobu nástrojů s dlouhou životností a ekonomickou výhodností. Ekvivalentní označení oceli je uvedeno v Tab. 4. [18]

Tab. 4: Ekvivalentní označení oceli [18]

Uddeholm	ČSN	EN ISO	W.-Nr.
Arne	19 314	100MnCrW4	1.2510

## Mikrostruktura

Před tepelným zpracováním tvořila strukturu materiálu Arne struktura odpovídající žíhání na měkko Obr. 5. Perlit byl zrnitého (globulárního) tvaru.



Obr. 5: Výchozí mikrostruktura oceli Arne (příčný řez), zv. 1000x

## 5.2 Sverker 21

Uddeholm Sverker 21 je nástrojová ocel s velmi dobrou odolností proti abrazivnímu opotřebení, ale s poměrně omezenou odolností proti praskání. Sverker 21 je legovaná nástrojová ocel. Legující prvky jsou molybden a vanad. S vysokým obsahem uhlíku a chromu, které jsou charakteristické pro určité vlastnosti. Sverker 21 má vysokou odolnost proti opotřebení s vysokou pevností v tlaku. Ohledně tepelného zpracování se vyznačuje dobrou prokalitelností, vysokou rozměrovou stálostí při kalení a dobrou odolností proti popouštění. Tato ocel může po zakalení dosahovat tvrdosti přibližně 64HRC. Ekvivalentní označení oceli je uvedeno v Tab. 5. [19]

Tab. 5: Ekvivalentní označení oceli [19]

Uddeholm	ČSN	EN ISO	W.-Nr.
Sverker 21	19 573	X155CrVMo12-1	1.2379

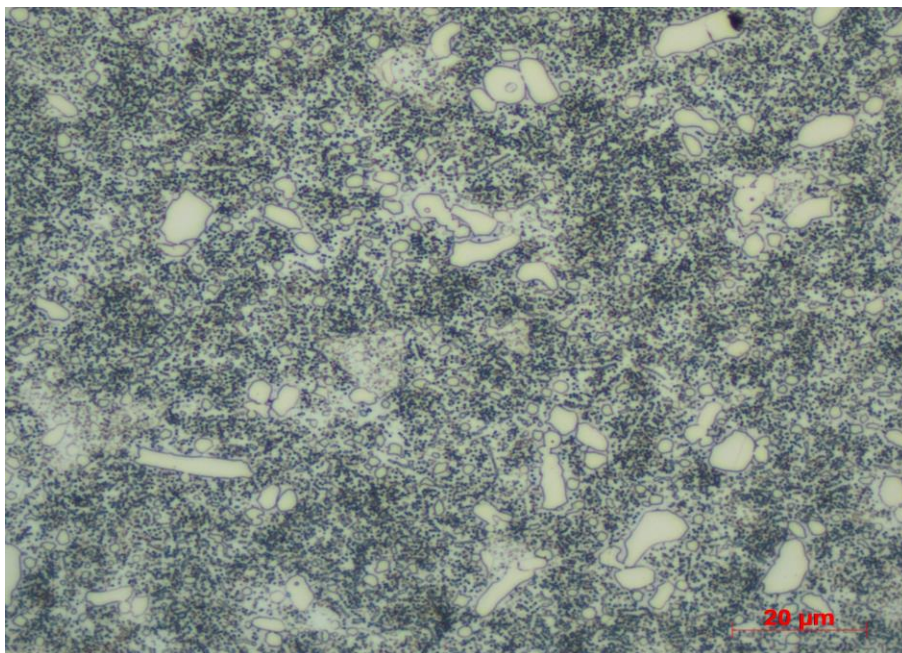
## Mikrostruktura

Materiál Sverker 21, před tepelným zpracováním, byl tvořen globulárním perlitem odpovídající žíhání na měkko Obr. 6 a Obr. 7. Na Obr. 6 byla zachycena struktura materiálu Sverker 21 v podélném řezu s viditelným směrem válcování a se zřejmými primárními karbidy chromu.





Obr. 6: Výchozí mikrostruktura oceli Sverker 21 (podélný řez), zv. 100x



Obr. 7: Výchozí mikrostruktura oceli Sverker 21 (příčný řez), zv. 1000x

### 5.3 QRO 90 Supreme

Uddeholm QRO 90 Supreme je vysokovýkonná legovaná nástrojová ocel pro práci za tepla. Hlavní legury jsou chrom, molybden a vanad. Vyznačuje se vysokou pevností a tvrdostí při zvýšených teplotách s velmi vysokou odolností proti popouštění. Další vynikající vlastnosti oceli jsou odolnost proti tvoření trhlinek z tepelné únavy a houževnatost s tažností v podélném a příčném směru. Vyšší tepelná vodivost než u běžných ocelí pro práci za tepla, dobrá a rovnoměrná obrobitelnost a dobré vlastnosti při tepelném zpracování. V zakaleném stavu dosahuje přibližně 51HRC. Firma Uddeholm vyvinula ocel QRO 90 Supreme pro zaručení maximálního výkonu u nástrojů pro práci za tepla. Tato ocel je nejvyšší kvality,

která není normovaná. Vyrábění speciálními postupy vzniklo označení Supreme. Vysoký stupeň čistoty a velmi dobré mechanické vlastnosti zaručuje elektrostruskové přetavování. Ekvivalentní označení oceli je uvedeno v Tab. 6. [20]

**Tab. 6: Ekvivalentní označení oceli [20]**

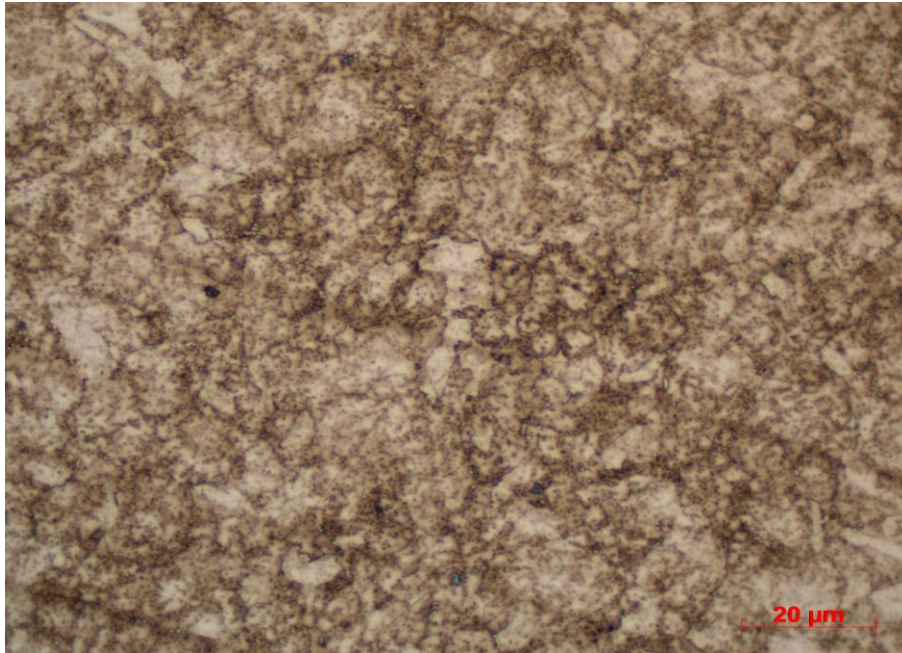
Uddeholm	ČSN	EN ISO	W.-Nr.
QRO 90 SUPREME	19 541	X32CrMoV33	1.2365

## Mikrostruktura

Před tepelným zpracováním byl materiál QRO 90 Supreme tvořen feritickou maticí s velkou hustotou jemně rozptýlených karbidických částic Obr. 8 a Obr. 9. Na Obr. 8 byla zachycena struktura materiálu QRO 90 Supreme v podélném řezu s viditelným směrem válcování. Protahání karbidů také jedním směrem.



**Obr. 8: Výchozí mikrostruktura oceli QRO 90 Supreme (podélný řez), zv. 100x**



Obr. 9: Výchozí mikrostruktura oceli QRO 90 Supreme (příčný řez), zv. 1000x

## 5.4 Holdax

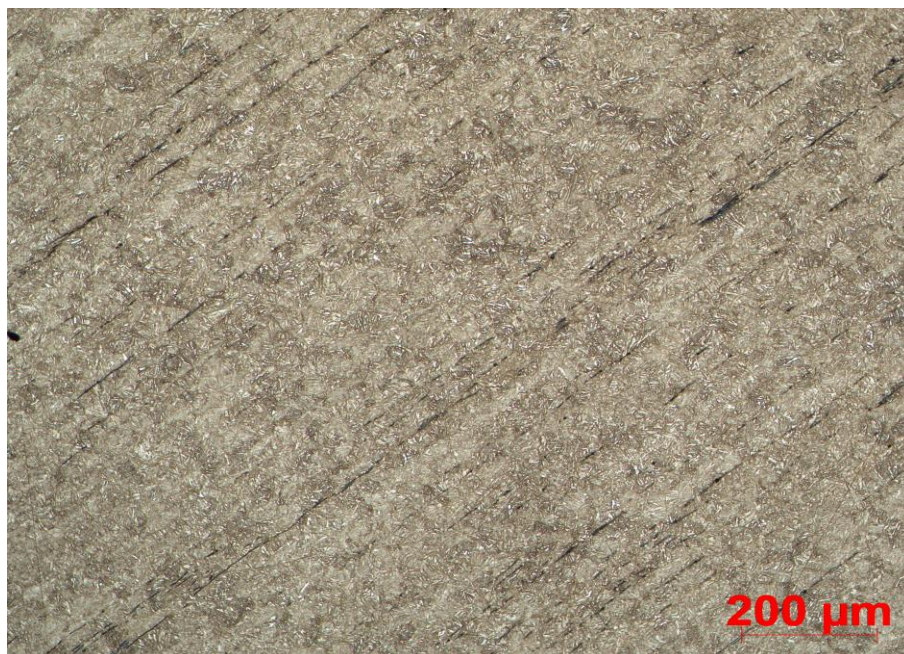
Uddeholm Holdax je legovaná nástrojová ocel s legurami chromu a molybdenu. Ocel je vyráběna ve vakuu. Vyznačuje se dobrou obrobiteľnosťou (zvýšený obsah síry), odolnosťou proti plastické deformaci a rovnoměrnou tvrdostí ve všech průřezích. Uddeholm dodává Holdax předběžně hrubovanou kvůli úspoře nákladů, kterými jsou úspora hmotnosti, méně obrábění, povrchová vrstva bez oduhličením a nižší opotřebením nástrojů, není nutné odstranění okují. Tvrdost v dodaném stavu přibližně 33HRC. Ekvivalentní označení oceli je uvedeno v Tab. 7. [21]

Tab. 7: Ekvivalentní označení oceli [21]

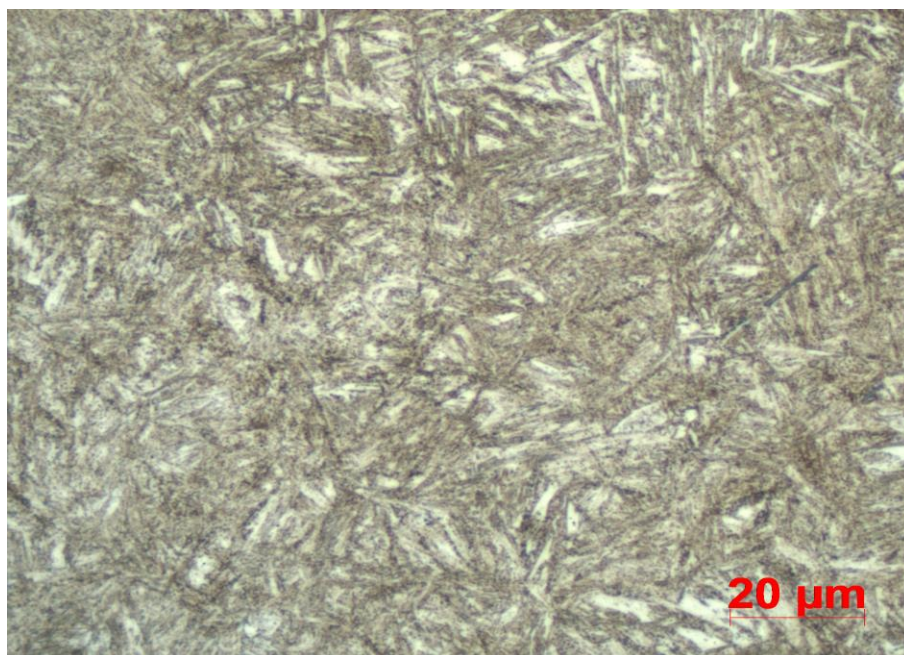
Uddeholm	ČSN	EN ISO	W.-Nr.
Holdax	19 520+S	40CrMnMoS8-6	1.2312

## Mikrostruktura

Materiál Holdax před tepelným zpracováním byl tvořen popuštěným martenzitem což odpovídá dodanému stavu - zušlechťování Obr. 10 a Obr. 11. Na Obr. 10 byla zachycena struktura materiálu Holdax v podélném řezu s viditelným směrem válcování.



Obr. 10: Výchozí mikrostruktura oceli Holdax (podélný řez), zv. 100x



Obr. 11: Výchozí mikrostruktura oceli Holdax (příčný řez), zv. 1000x

## 6 Tepelné zpracování

Experimentální tepelné zpracování ocelí bylo provedeno v laboratořích ZČU. Hodnoty ohřevu a výdrže byly vyčteny z technických listů daných ocelí. Ohřev probíhal v pecích v prostorách ZČU. Obr. 12 ukazuje jednu z použitých pecí. Na Obr. 13 je viditelná pec i s vloženými vzorky. Jednalo se o pec Linn High Therm. Médium pro zakalení vzorků byla použita olejová lázeň, poté dochlazení na pokojovou teplotu na vzduchu.



Obr. 12: Pec Linn High Therm



Obr. 13: Ukázka ohřevu vzorků

## 6.1 Technologický postup experimentu

Popis kalící teploty a teploty popouštění byl stanoven podle technického listu materiálů. Použité teploty jsou zanesené v tabulce pro každý materiál zvlášť. Prodleva na kalící teplotě byla vždy 30 min. Popouštění bylo provedeno dvakrát po 2 hod s pauzou na ochlazení materiálu na pokojovou teplotu, která proběhla před dalším ohřevem.

### 6.1.1 Arne

Přehled zvolených kalících a následných popouštěcích teplot v Tab. 8. Kalící médium byl zvolen olej a mezi procesy popouštění se provádělo dochlazení na vzduchu

Tab. 8: Přehled teplot a prodlev na daných teplotách

	Kalící teplota	Popouštěcí teplota				
Režim	Stav_0	Stav_1	Stav_2	Stav_3	Stav_4	Stav_5
Teplota	850°C	150°C	250°C	350°C	450°C	550°C
Prodleva	30 min	2 x 2 hod	2 x 2 hod	2 x 2 hod	2 x 2 hod	2 x 2 hod

### 6.1.2 Sverker 21

Přehled zvolených kalících a následných popouštěcích teplot v Tab. 9. Kalící médium byl zvolen olej a mezi procesy popouštění se provádělo dochlazení na vzduchu

Tab. 9: Přehled teplot a prodlev na daných teplotách

	Kalící teplota	Popouštěcí teplota				
Režim	Stav_0	Stav_1	Stav_2	Stav_3	Stav_4	Stav_5
Teplota	1080 C	150°C	250°C	350°C	450°C	550°C
Prodleva	30 min	2 x 2 hod	2 x 2 hod	2 x 2 hod	2 x 2 hod	2 x 2 hod

### 6.1.3 QRO 90 Supreme

Přehled zvolených kalících a následných popouštěcích teplot v Tab. 10. Kalící médium byl zvolen olej a mezi procesy popouštění se provádělo dochlazení na vzduchu

Tab. 10: Přehled teplot a prodlev na daných teplotách

	Kalící teplota	Popouštěcí teplota				
Režim	Stav_0	Stav_1	Stav_2	Stav_3	Stav_4	Stav_5
Teplota	1050°C	150°C	250°C	350°C	450°C	550°C
Prodleva	30 min	2 x 2 hod	2 x 2 hod	2 x 2 hod	2 x 2 hod	2 x 2 hod

#### 6.1.4 Holdax

Přehled zvolených kalících a následných popouštěcích teplot v Tab. 11. Kalící médium byl zvolen olej a mezi procesy popouštění se provádělo dochlazení na vzduchu

Tab. 11: Přehled teplot a prodlev na daných teplotách

	<b>Kalící teplota</b>	<b>Popouštěcí teplota</b>				
<b>Režim</b>	<b>Stav_0</b>	<b>Stav_1</b>	<b>Stav_2</b>	<b>Stav_3</b>	<b>Stav_4</b>	<b>Stav_5</b>
<b>Teplota</b>	850°C	150°C	250°C	350°C	450°C	550°C
<b>Prodleva</b>	30 min	2 x 2 hod	2 x 2 hod	2 x 2 hod	2 x 2 hod	2 x 2 hod

## 7 Příprava vzorků pro zkoumání mikrostruktury a tvrdosti

Po tepelném zpracování byly vzorky připraveny pomocí standardních postupů pro metalografickou analýzu a měření tvrdosti. Všechny procesy se prováděly na přístrojích v prostorách ZČU.

### 7.1 Postup přípravy pro metalografickou analýzu a měření tvrdosti

Vzorky byly připraveny pomocí postupu:

- Rozřezání na metalografické pile Isomet 4000 od firmy Buehler
- Zalití na lisu CitoPress-10 od firmy Struers do pryskyřice označené jako Multifast Black, která je vhodná pro elektronový mikroskop z důvodu elektrické vodivosti
- Broušení vzorků na automatické brusce Vector Beta od firmy Buehler až na drsnost brusných kotoučů 2400
- Leštění vzorků na automatické leštičce Vector Beta od firmy Buehler na plátnech s brusnou pastou 3  $\mu\text{m}$ .
- Leštění vzorku Sverker 21 na automatické leštičce Vector Beta od firmy Buehler na plátnech s brusnou pastou 3  $\mu\text{m}$ , zakončené kotoučem finiš s použitím OPI – U, pro zkvalitnění viditelnosti struktury vzorku
- Leptání pomocí 3% roztoku Nitalu
- Leptání pomocí Villela-Bain u vzorku Sverker 21

Složení leptadla Nital 3% se skládá z kyseliny dusičné ( $\text{HNO}_3$ ) a 97% etyl alkoholu nebo denaturovaného alkoholu.

Složení leptadla Villela-Bain se skládá z 10 ml HCl + 2 g kyseliny pikrové + 190 ml denaturovaného alkoholu.



## 8 Zkoumaná mikrostruktura vzorků po tepelném zpracování

Vzorky byly po tepelném zpracování zkoumány na mikrostrukturu. Vzorky po tepelném zpracování byly leptány 3% roztokem Nitalu pro zkoumání jejich mikrostruktur. Pro zkoumání mikrostruktury u oceli Sverker 21 bylo použito leptadlo Villela - Bain. Leptadlo Villela – Bain bylo použito z důvodu vysokého obsahu chromu v oceli Sverker 21. Zkoumání mikrostruktury bylo prováděno na světelném mikroskopu Axio.Vert.A1 od firmy Carl Zeiss. V případě vzorků oceli Sverker 21 a oceli Holdax byl použit ŘEM mikroskop v režimu SE. Použití odlišných přístrojů bylo z důvodu lepšího určení mikrostruktury u oceli Sverker 21 a oceli Holdax.

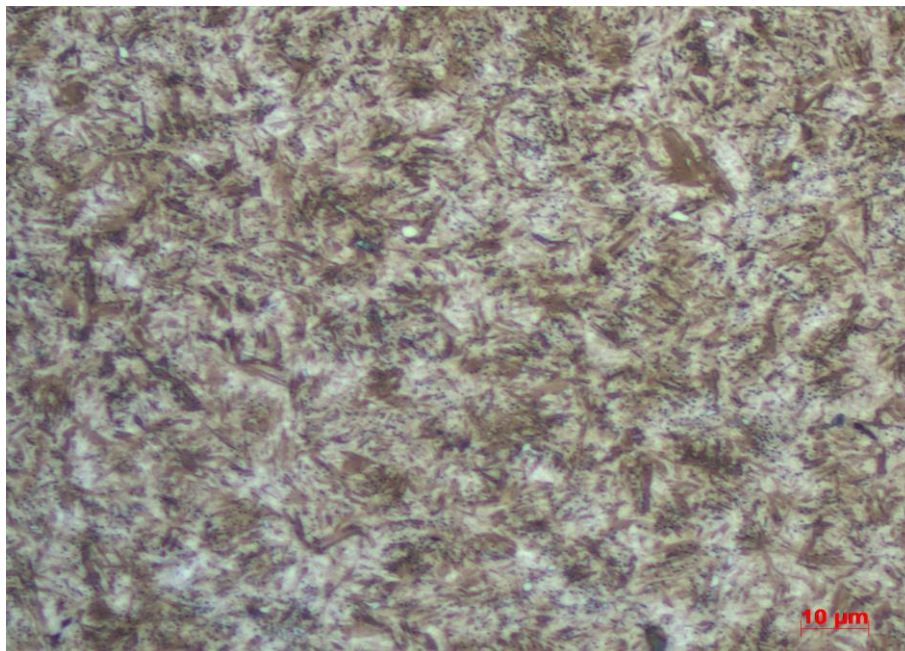
### 8.1 Arne

Vzorek byl tepelně zpracován dle zadaných hodnot:

- Stav\_0: 850°C po dobu 30 min
- Stav\_1: 850°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 150°C po dobu 2 x 2 hod
- Stav\_2: 850°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 250°C po dobu 2 x 2 hod
- Stav\_3: 850°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 350°C po dobu 2 x 2 hod
- Stav\_4: 850°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 450°C po dobu 2 x 2 hod
- Stav\_5: 850°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 550°C po dobu 2 x 2 hod

#### 8.1.1 Tepelné zpracování Stav\_0

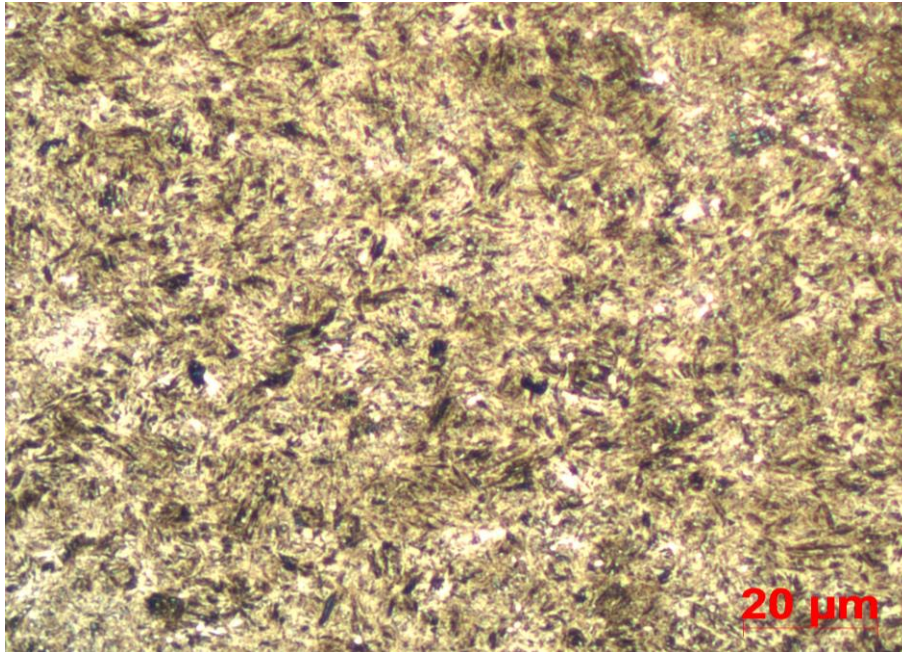
Ocel Arne při tepelném zpracování při teplotě 850°C s prodlevou 30 min. Mikrostruktura byla tvořena martenzitickou strukturou s precipitáty karbidů Obr. 14. Během tepelného zpracování byla austenitická fáze plně transformována.



Obr. 14: Mikrostruktura Arne dle procesu Stav\_0, zv. 1000x

### 8.1.2 Tepelné zpracování Stav\_1

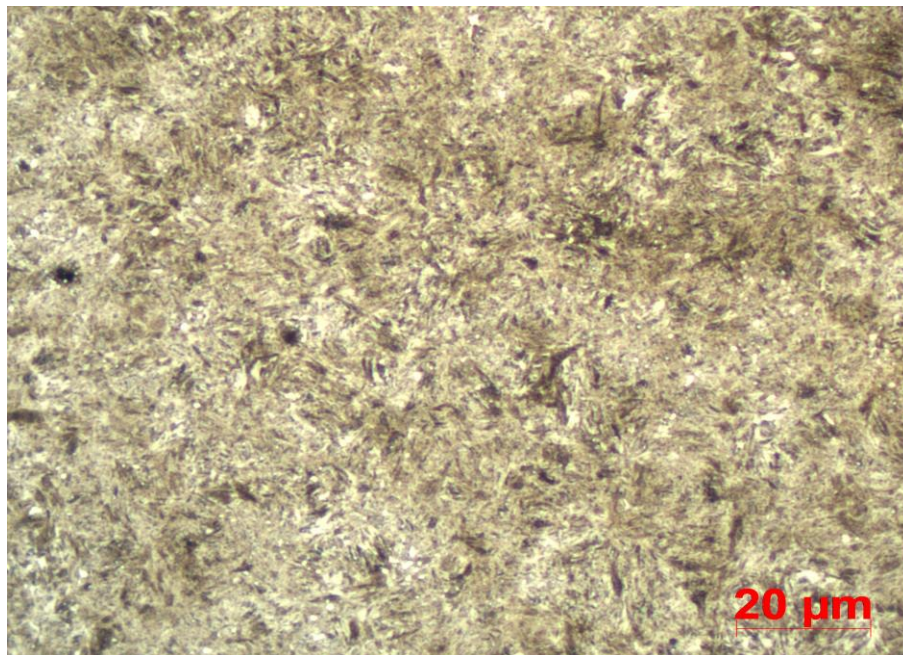
Ocel Arne při tepelném zpracování při teplotě 850°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 150°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popuštěnou martenzitickou strukturou s precipitáty karbidů Obr. 15. Tepelným zpracováním byla austenitická fáze plně transformována.



Obr. 15: Mikrostruktura Arne dle procesu Stav\_1, zv. 1000x

### 8.1.3 Tepelné zpracování Stav\_2

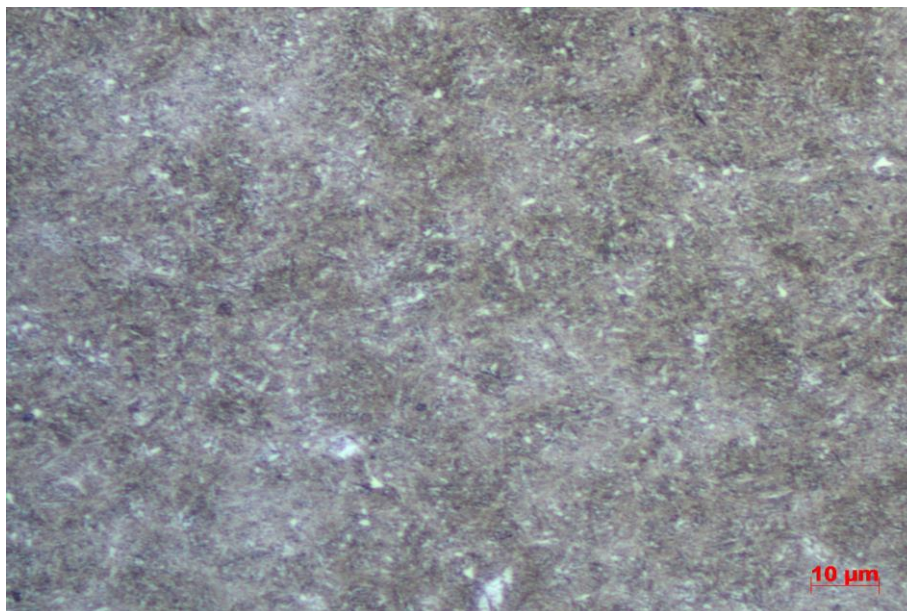
Ocel Arne při tepelném zpracování při teplotě 850°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 250°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popuštěnou martenzitickou strukturou s precipitáty karbidů Obr. 16. Během tepelného zpracování byla austenitická fáze plně transformována.



Obr. 16: Mikrostruktura Arne dle procesu Stav\_2, zv. 1000x

#### 8.1.4 Tepelné zpracování Stav\_3

Ocel Arne při tepelném zpracování při teplotě 850°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 350°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popuštěnou martenzitickou strukturou s precipitáty karbidů Obr. 17. Austenitická fáze byla během tepelného zpracování zcela transformována.

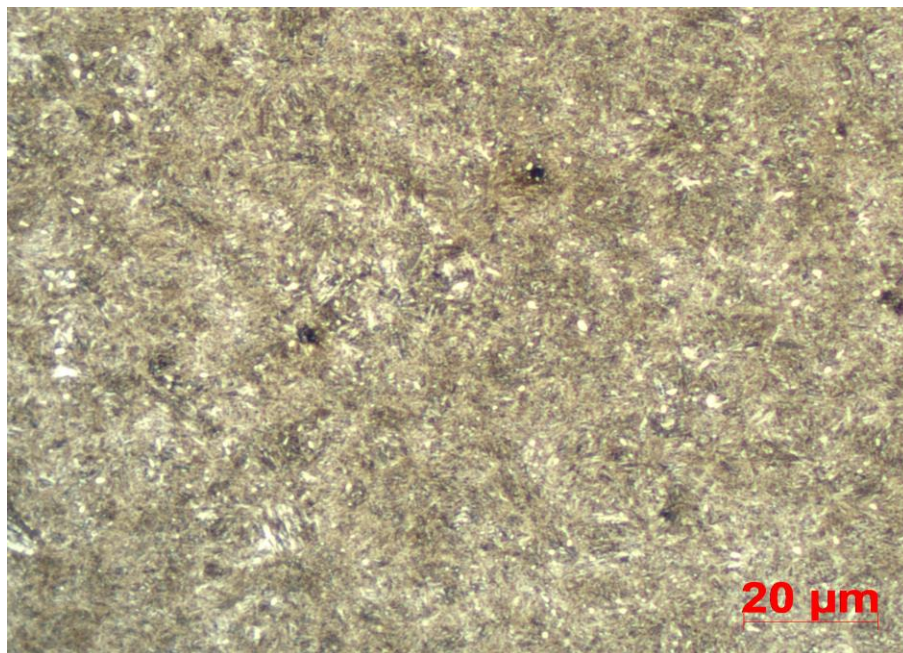


Obr. 17: Mikrostruktura Arne dle procesu Stav\_3, zv. 1000x

#### 8.1.5 Tepelné zpracování Stav\_4

Ocel Arne při tepelném zpracování při teplotě 850°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 450°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena

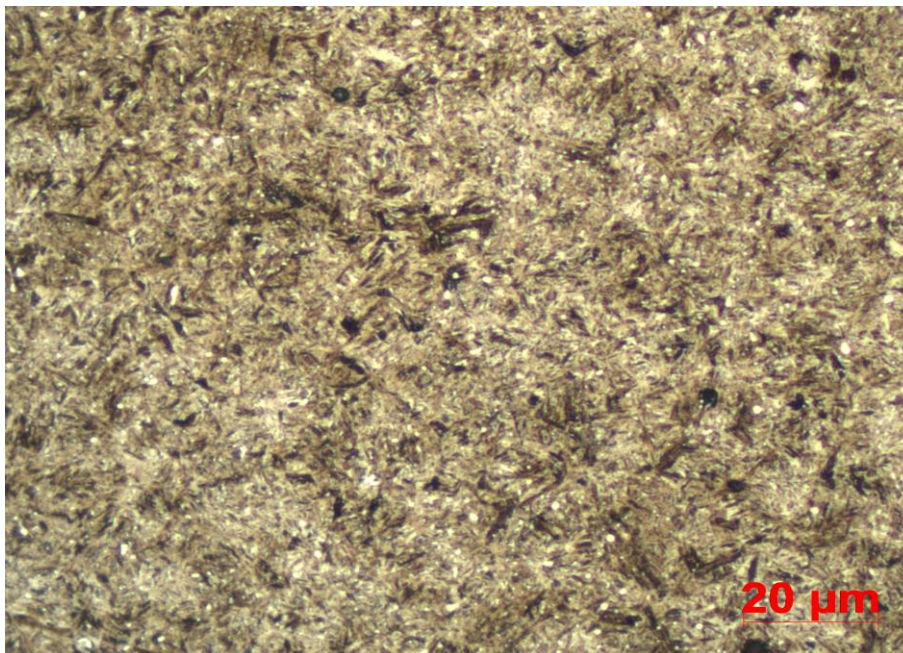
popuštěnou martenzitickou strukturou s precipitáty karbidů Obr. 18. Během tepelného zpracování byla austenitická fáze plně transformována.



Obr. 18: Mikrostruktura Arne dle procesu Stav\_4, zv. 1000x

#### 8.1.6 Tepelné zpracování Stav\_5

Ocel Arne při tepelném zpracování při teplotě 850°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 550°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popuštěnou martenzitickou strukturou s precipitáty karbidů Obr. 19. Tepelným zpracováním byla austenitická fáze zcela transformována.



Obr. 19: Mikrostruktura Arne dle procesu Stav\_5, zv. 1000x

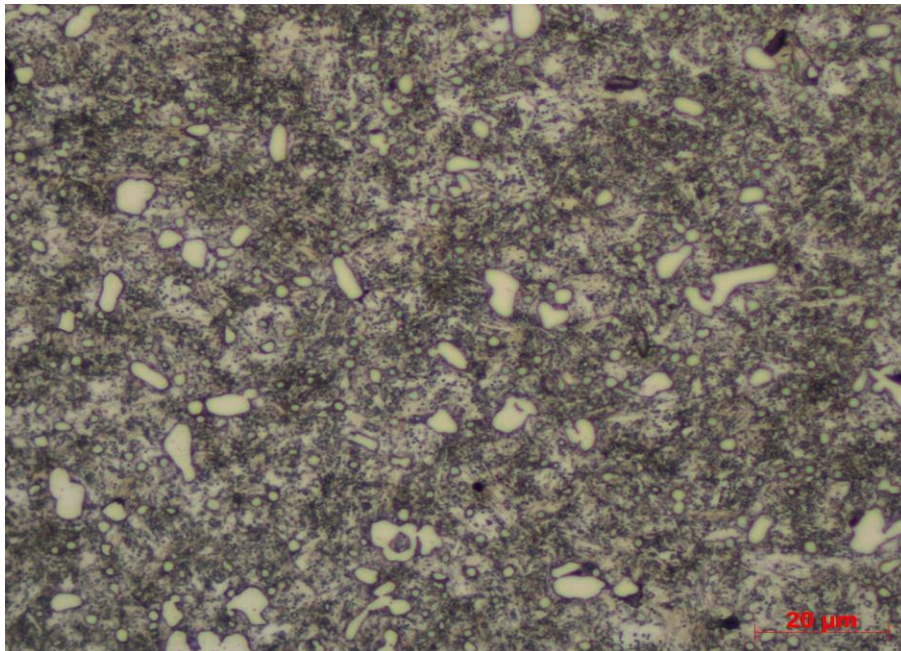
## 8.2 Sverker 21

Vzorek byl tepelně zpracován dle zadaných hodnot:

- Stav\_0: 1080°C po dobu 30 min
- Stav\_1: 1080°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 150°C po dobu 2 x 2 hod
- Stav\_2: 1080°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 250°C po dobu 2 x 2 hod
- Stav\_3: 1080°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 350°C po dobu 2 x 2 hod
- Stav\_4: 1080°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 450°C po dobu 2 x 2 hod
- Stav\_5: 1080°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 550°C po dobu 2 x 2 hod

### 8.2.1 Tepelné zpracování Stav\_0

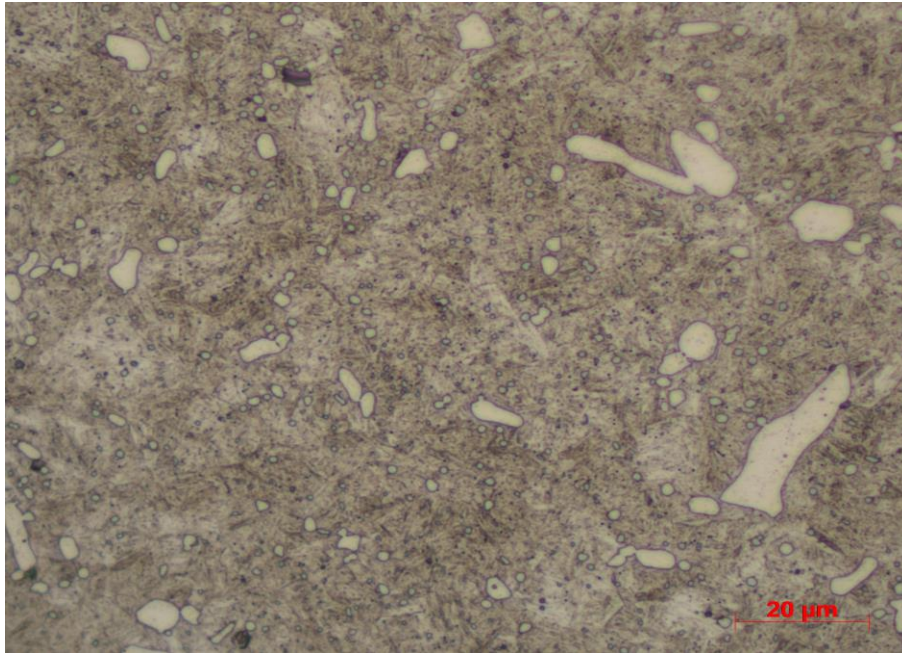
Ocel Sverker 21 při tepelném zpracování při teplotě 1080°C s prodlevou 30 min. Mikrostruktura byla tvořena martenzitickou strukturou s precipitáty karbidů Obr. 20. Je rovněž patrné, že došlo pouze k částečnému rozpuštění primárních karbidů chromu. Během tepelného zpracování byla austenitická fáze plně transformována. Viditelné díry byly tvořené výpadky primárních karbidů při broušení materiálu.



Obr. 20: Mikrostruktura Sverker 21 dle procesu Stav\_0, zv. 1000x

### 8.2.2 Tepelné zpracování Stav\_1

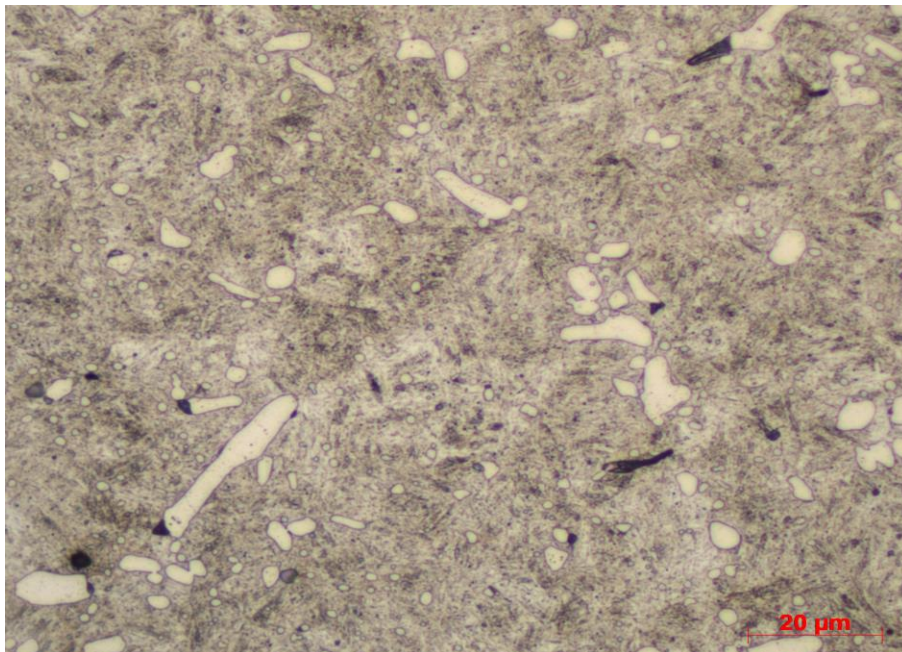
Ocel Sverker 21 při tepelném zpracování při teplotě 1080°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 150°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popouštěným martenzitem s precipitáty karbidů Obr. 21. Je zřejmá přítomnost primárních a sekundárních karbidů. Tepelným zpracováním byla austenitická fáze zcela transformována. Viditelné díry byly tvořené výpadky primárních karbidů při broušení materiálu.



Obr. 21: Mikrostruktura Sverker21 dle procesu Stav\_1, zv. 1000x

### 8.2.3 Tepelné zpracování Stav\_2

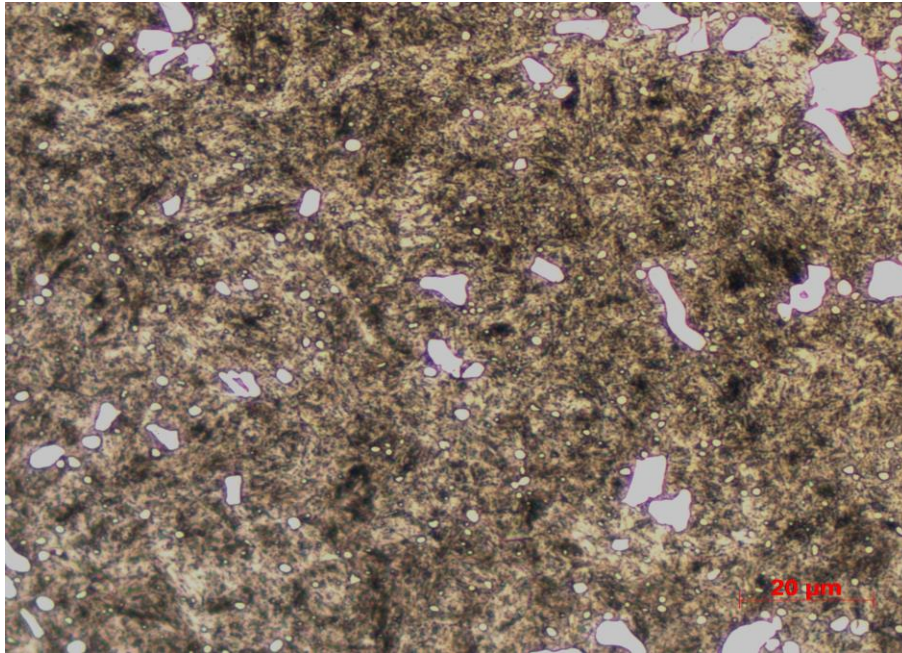
Ocel Sverker 21 při tepelném zpracování při teplotě 1080°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 250°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popuštěným martenzitem s precipitáty karbidů Obr. 22. Je zřejmá přítomnost primárních a sekundárních karbidů. Austenitická fáze byla během tepelného zpracování zcela transformována. Viditelné díry byly tvořené výpadky primárních karbidů při broušení materiálu.



Obr. 22: Mikrostruktura Sverker 21 dle procesu Stav\_2, zv. 1000x

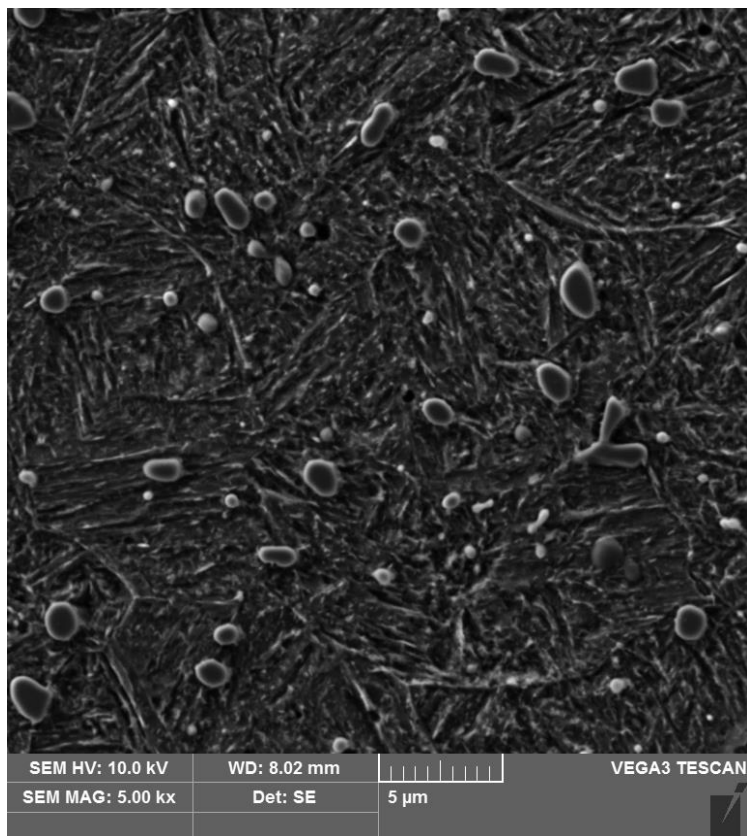
#### 8.2.4 Tepelné zpracování Stav\_3

Ocel Sverker 21 při tepelném zpracování při teplotě 1080°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 350°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popuštěným martenzitem s precipitáty karbidů Obr. 23. Je zřejmá přítomnost primárních a sekundárních karbidů. Tepelným zpracováním byla austenitická fáze zcela transformována. Viditelné díry byly tvořené výpadky primárních karbidů při broušení materiálu.



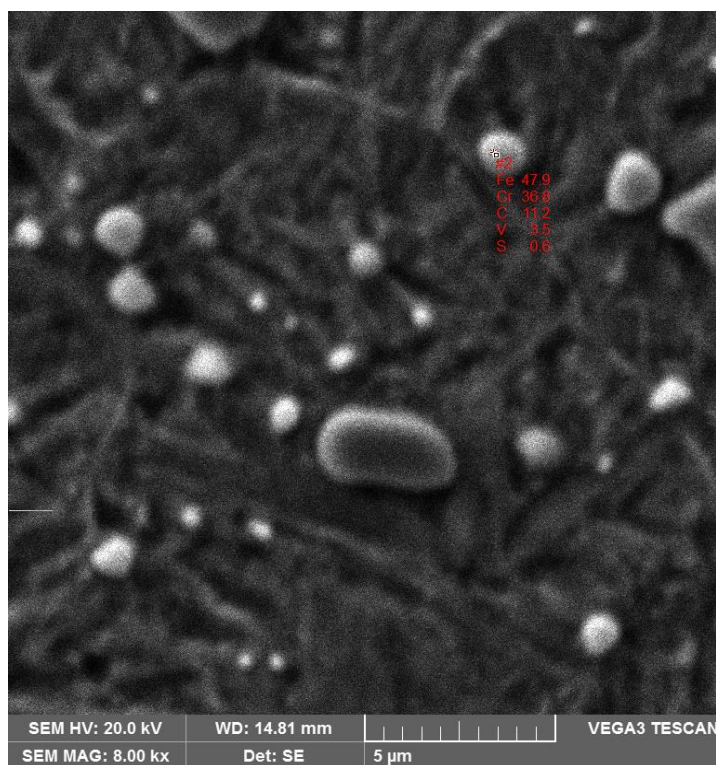
Obr. 23: Mikrostruktura Sverker 21 dle procesu Stav\_3, zv. 1000x

Z hlediska lepšího pozorování struktury byl u oceli Sverker 21 Stav\_3 použit ŘEM s metodou SE. Struktura oceli zpracovaná tímto procesem tvořila martenzitickou strukturu s precipitáty komplexních karbidů a s viditelnými pozůstatky austenitických zrn Obr. 24.



Obr. 24: Mikrostruktura Sverker 21 dle procesu Stav\_3

Pomocí chemické analýzy bylo zkontrolováno chemické složení karbidů Obr. 26. Jednalo se o komplexní karbid obsahující Cr, Fe, V. Tab. 12.



Obr. 25: Chemická analýza karbidu oceli Sverker 21 dle procesu Stav\_3

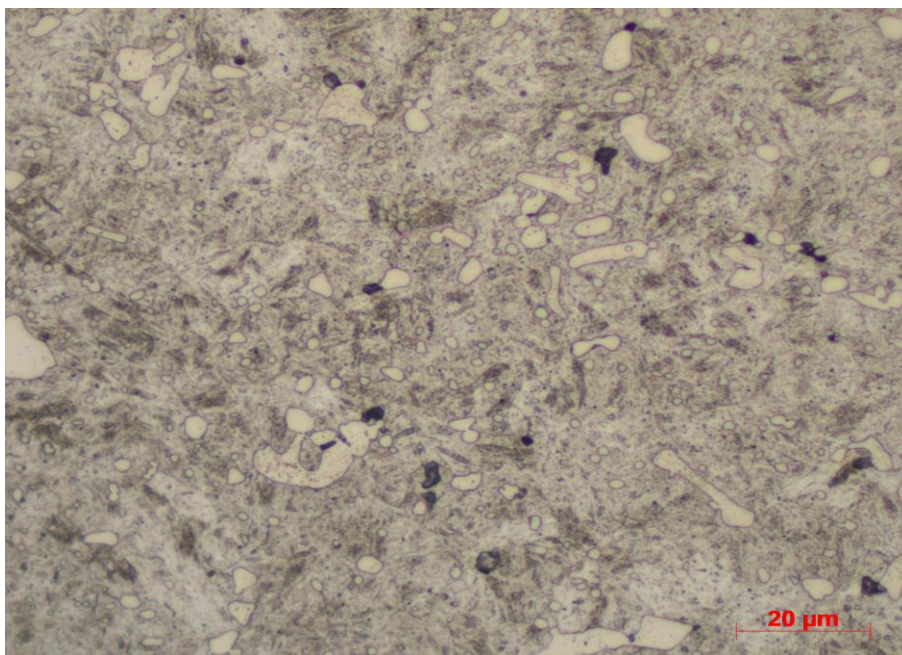


Tab. 12: Chemické složení krabidu oceli Sverker 21

C [%]	S [%]	V [%]	Cr [%]	Fe [%]
11,2	0,6	3,5	36,8	47,9

### 8.2.5 Tepelné zpracování Stav\_4

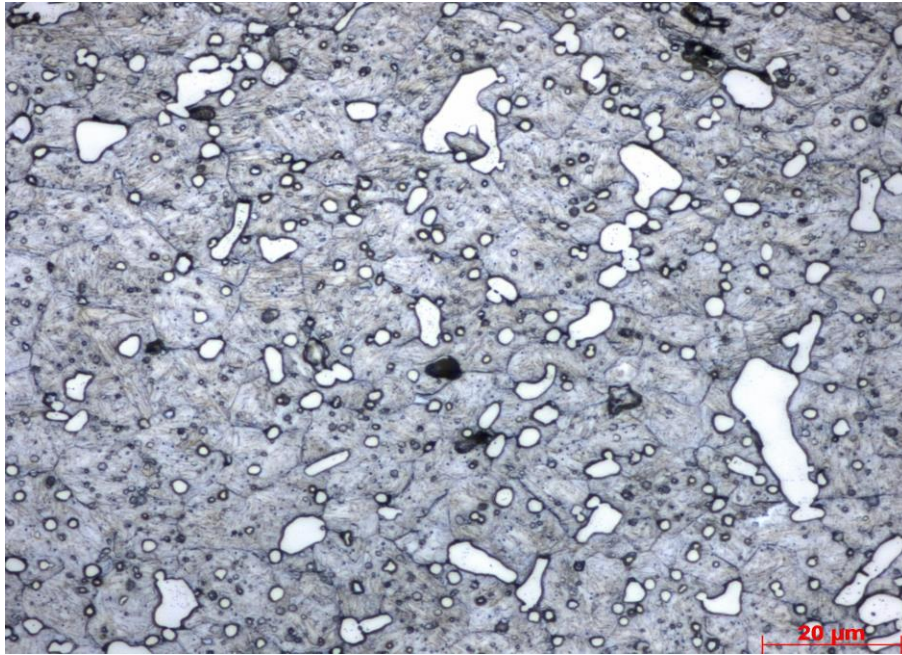
Ocel Sverker 21 při tepelném zpracování při teplotě 1080°C s prodlevou 30 min. Následovalo popouštění při teplotě 450°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popuštěným martenzitem s precipitáty karbidů Obr. 26. Je zřejmá přítomnost primárních a sekundárních karbidů. Austenitická fáze byla během tepelného zpracování zcela transformována. Viditelné díry byly tvořené výpadky primárních karbidů při broušení materiálu.



Obr. 26: Mikrostruktura Sverker 21 dle procesu Stav\_4, zv. 1000x

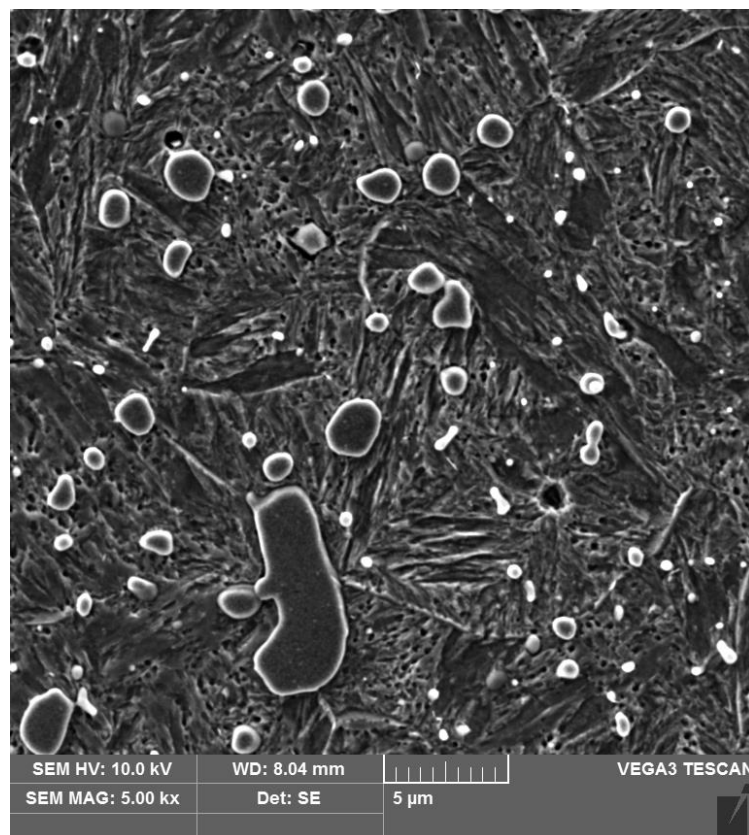
### 8.2.6 Tepelné zpracování Stav\_5

Ocel Sverker 21 při tepelném zpracování při teplotě 1080°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 550°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popuštěným martenzitem s precipitáty karbidů Obr. 27. Je zřejmá přítomnost primárních a sekundárních karbidů. Tepelným zpracováním byla austenitická fáze zcela transformována s viditelnými pozůstatky hranic původních zrn. Viditelné díry byly tvořené výpadky primárních karbidů při broušení materiálu.



Obr. 27: Mikrostruktura Sverker 21 dle procesu Stav\_5, zv. 1000x

Z hlediska lepšího pozorování struktury byl u oceli Sverker 21 Stav\_5 použit ŘEM s metodou SE. Struktura oceli zpracovaná tímto procesem tvořila martenzitickou strukturu s precipitáty komplexních karbidů a s viditelnými pozůstatky austenitických zrn Obr. 28. Cementit je již vyloučen na hranicích původních martenzitických útvarů.



Obr. 28: Mikrostruktura Sverker 21 dle procesu Stav\_5

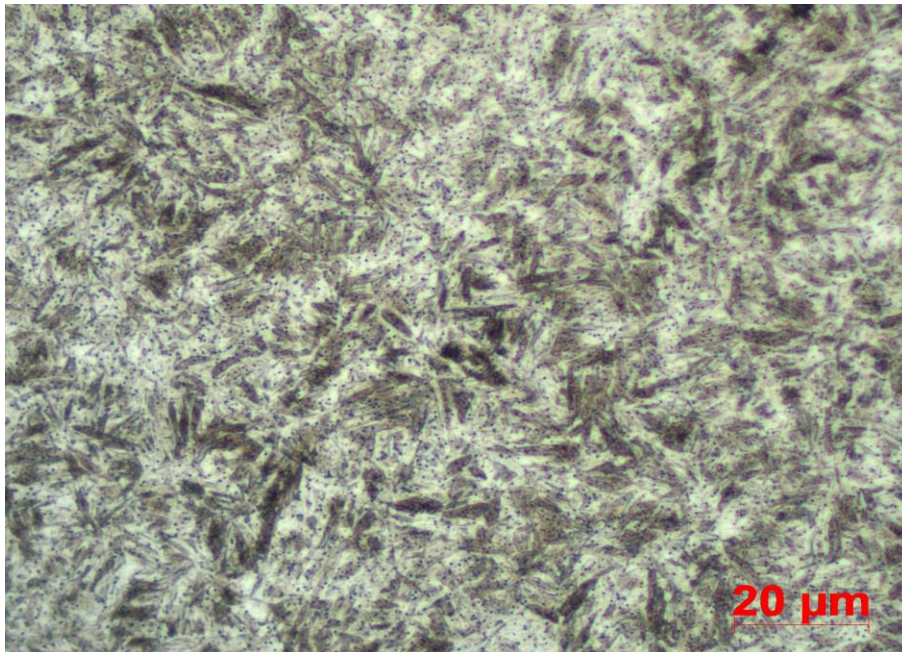
## 8.3 QRO 90 Supreme

Vzorek byl tepelně zpracován dle zadaných hodnot:

- Stav\_0: 1050°C po dobu 30 min
- Stav\_1: 1050°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 150°C po dobu 2 x 2 hod
- Stav\_2: 1050°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 250°C po dobu 2 x 2 hod
- Stav\_3: 1050°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 350°C po dobu 2 x 2 hod
- Stav\_4: 1050°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 450°C po dobu 2 x 2 hod
- Stav\_5: 1050°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 550°C po dobu 2 x 2 hod

### 8.3.1 Tepelné zpracování Stav\_0

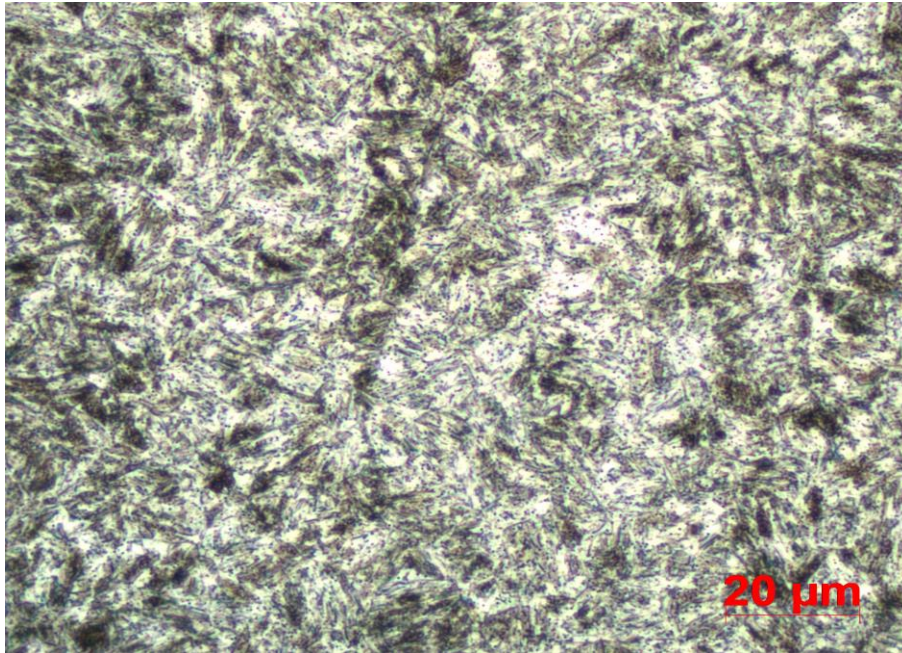
Ocel QRO 90 Supreme při tepelném zpracování při teplotě 1050°C s prodlevou 30 min. Mikrostruktura byla tvořena martenzitickými útvary s precipitáty jemných karbidů Obr. 29. Během tepelného zpracování byla austenitická fáze plně transformována.



Obr. 29: Mikrostruktura QRO 90 Supreme dle procesu Stav\_0, zv. 1000x

### 8.3.2 Tepelné zpracování Stav\_1

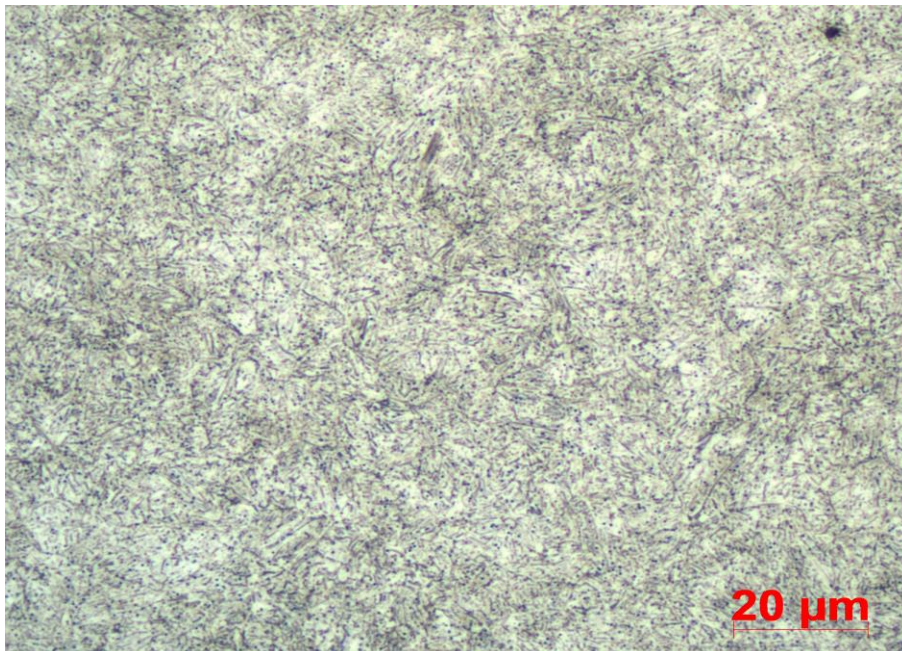
Ocel QRO 90 Supreme při tepelném zpracování při teplotě 1050°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 150°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popouštěným martenzitem s precipitáty jemných karbidů Obr. 30. Tepelným zpracováním byla austenitická fáze zcela transformována.



Obr. 30: Mikrostruktura QRO 90 Supreme dle procesu Stav\_1, zv. 1000x

### 8.3.3 Tepelné zpracování Stav\_2

Ocel QRO 90 Supreme při tepelném zpracování při teplotě 1050°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 250°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popuštěným martenzitem s jemnými precipitáty karbidů Obr. 31. Austenitická fáze byla během tepelného zpracování zcela transformována.

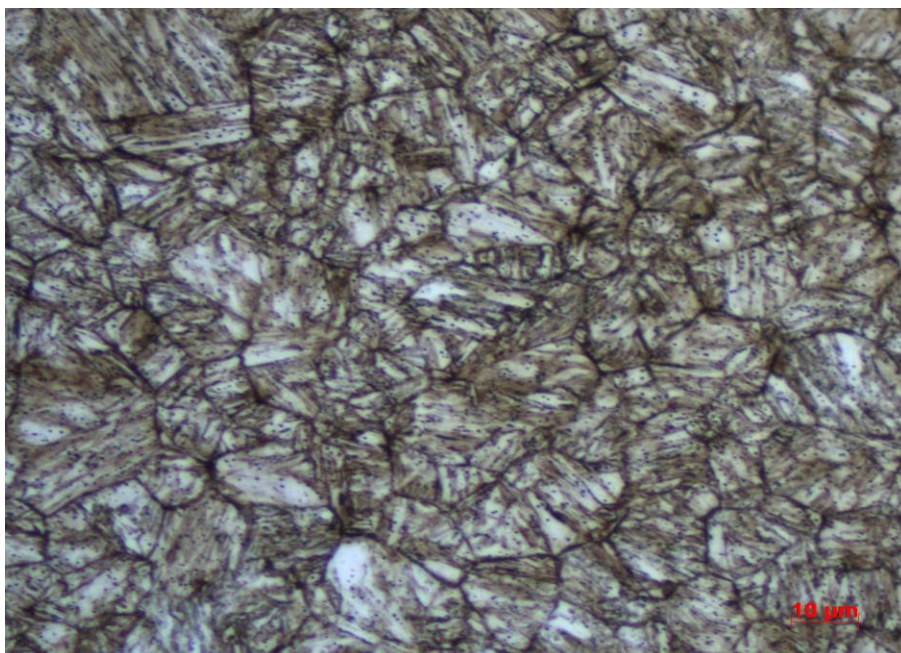


Obr. 31: Mikrostruktura QRO 90 Supreme dle procesu Stav\_2, zv. 1000x

### 8.3.4 Tepelné zpracování Stav\_3

Ocel QRO 90 Supreme při tepelném zpracování při teplotě 1050°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 350°C s prodlevou 2 hod.

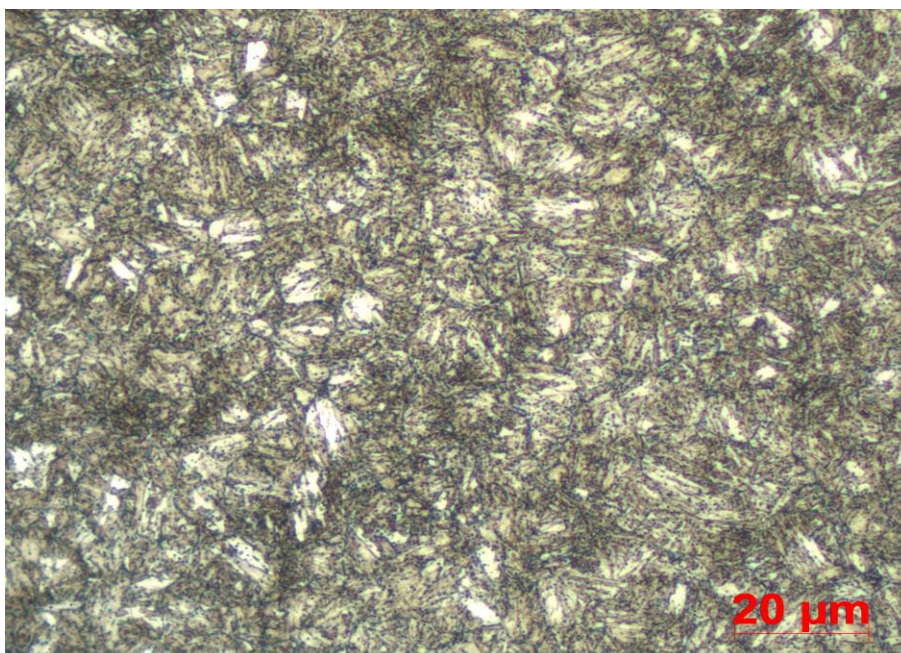
Mikrostruktura byla tvořena popuštěnou martenzitickou strukturou s precipitáty jemných karbidů s viditelnými pozůstatky hranic zrn austenitu Obr. 32. Během tepelného zpracování byla austenitická fáze plně transformována.



Obr. 32: Mikrostruktura QRO 90 Supreme dle procesu Stav\_3, zv. 1000x

### 8.3.5 Tepelné zpracování Stav\_4

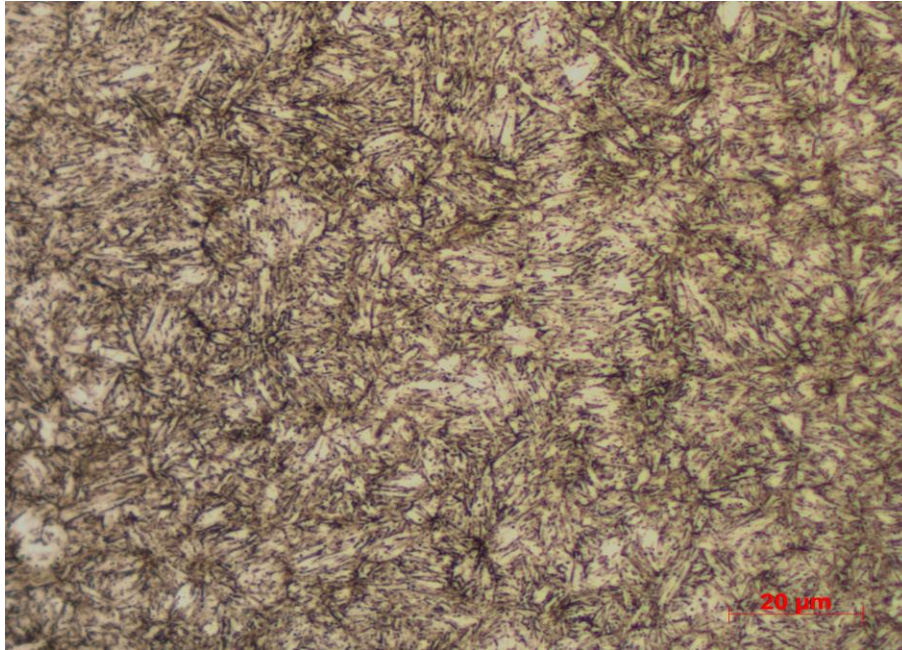
Ocel QRO 90 Supreme při tepelném zpracování při teplotě 1050°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 450°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popuštěným martenzitem s jemnými precipitáty karbidů Obr. 33. Austenitická fáze byla během tepelného zpracování zcela transformována.



Obr. 33: Mikrostruktura QRO 90 Supreme dle procesu Stav\_4, zv. 1000x

### 8.3.6 Tepelné zpracování Stav\_5

Ocel QRO 90 Supreme při tepelném zpracování při teplotě 1050°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 550°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popuštěným martenzitem s jemnými precipitáty karbidů s viditelnými pozůstatky hranic zrn austenitu Obr. 34. Austenitická fáze byla během tepelného zpracování zcela transformována.



Obr. 34: Mikrostruktura QRO 90 Supreme dle procesu Stav\_5, zv. 1000x

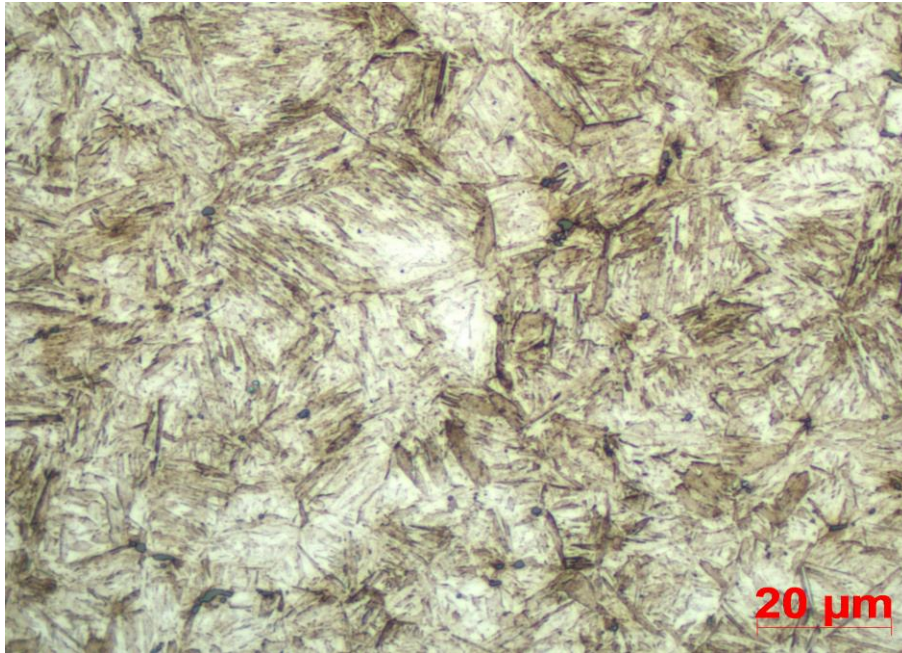
## 8.4 Holdax

Vzorek byl tepelně zpracován dle zadaných hodnot:

- Stav\_0: 850°C po dobu 30 min
- Stav\_1: 850°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 150°C po dobu 2 x 2 hod
- Stav\_2: 850°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 250°C po dobu 2 x 2 hod
- Stav\_3: 850°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 350°C po dobu 2 x 2 hod
- Stav\_4: 850°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 450°C po dobu 2 x 2 hod
- Stav\_5: 850°C po dobu 30 min, dále popouštěno na 550°C po dobu 2 x 2 hod

### 8.4.1 Tepelné zpracování Stav\_0

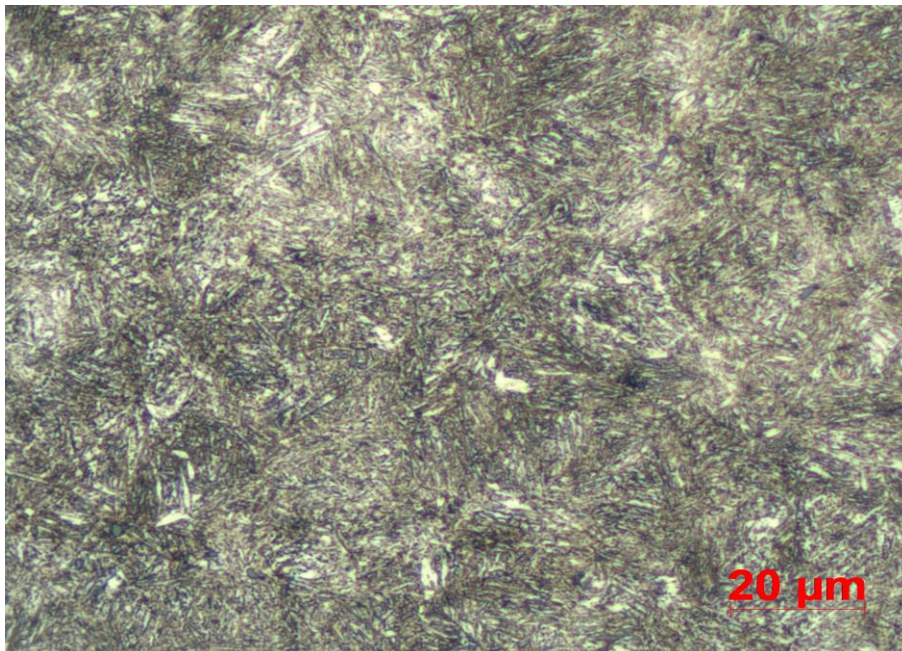
Ocel Holdax při tepelném zpracování při teplotě 850°C s prodlevou 30 min. Mikrostruktura byla tvořena martenzitickými útvary s precipitáty jemných karbidů Obr. 35. Během tepelného zpracování byla austenitická fáze plně transformována.



Obr. 35: Mikrostruktura Holdax dle procesu Stav\_0, zv. 1000x

#### 8.4.2 Tepelné zpracování Stav\_1

Ocel Holdax při tepelném zpracování při teplotě 850°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 150°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popuštěným martenzitem s precipitáty jemných karbidů Obr. 36. Austenitická fáze byla během tepelného zpracování zcela transformována.

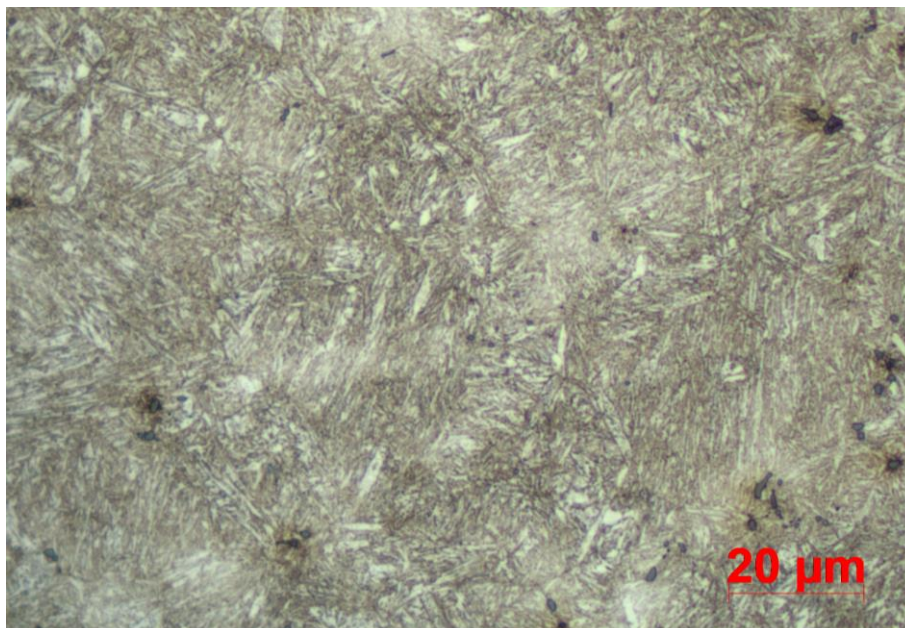


Obr. 36: Mikrostruktura Holdax dle procesu Stav\_1, zv. 1000x

#### 8.4.3 Tepelné zpracování Stav\_2

Ocel Holdax při tepelném zpracování při teplotě 850°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 250°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura

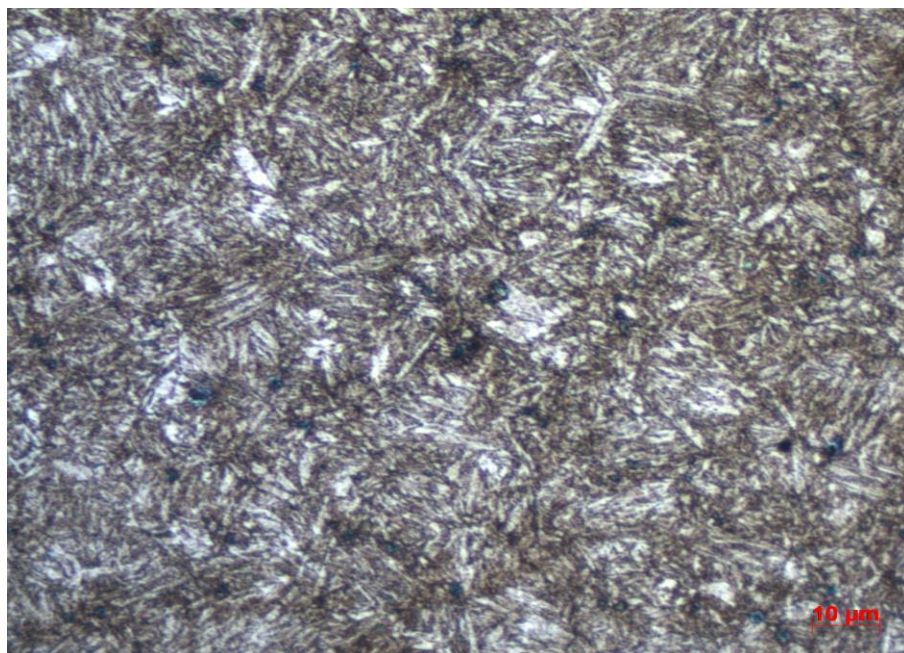
byla tvořena popuštěným martenzitem s precipitáty jemných karbidů Obr. 37. Během tepelného zpracování byla austenitická fáze plně transformována.



Obr. 37: Mikrostruktura Holdax dle procesu Stav\_2, zv. 1000x

#### 8.4.4 Tepelné zpracování Stav\_3

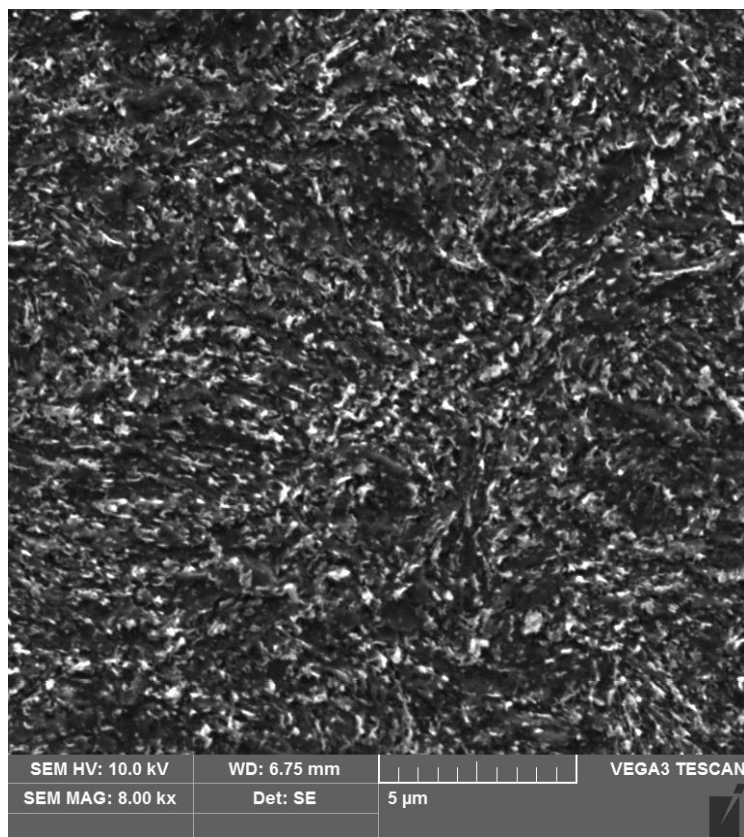
Ocel Holdax při tepelném zpracování při teplotě 850°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 350°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popuštěným martenzitem s precipitáty jemných karbidů Obr. 38. Austenitická fáze byla během tepelného zpracování zcela transformována.



Obr. 38: Mikrostruktura Holdax dle procesu Stav\_3, zv. 1000x

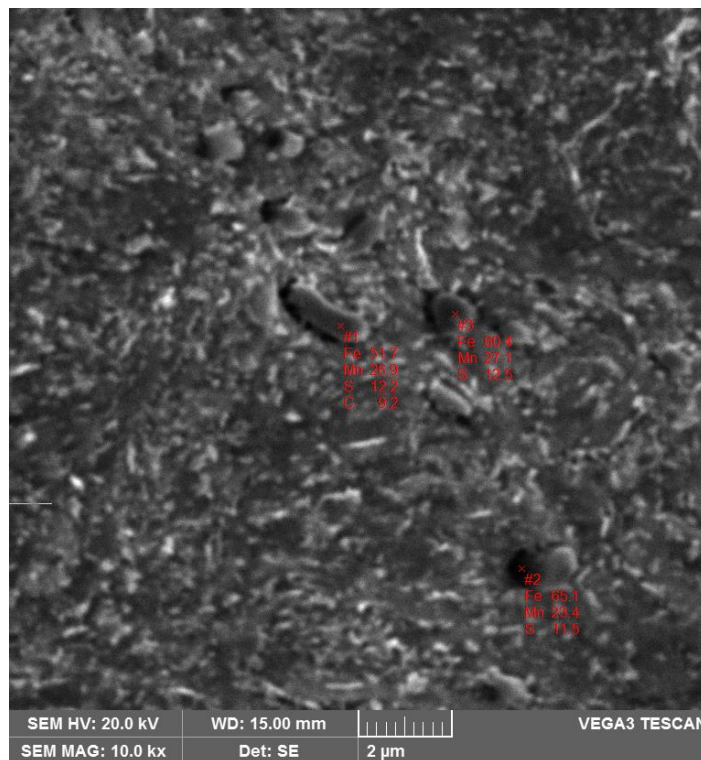


Z hlediska lepšího pozorování struktury byl u oceli Holdax Stav\_3 použit ŘEM s metodou SE. Struktura oceli zpracovaná tímto procesem tvořila martenzitickou strukturu s precipitáty komplexních karbidů Obr. 39.



**Obr. 39: Mikrostruktura Holdax dle procesu Stav\_3**

Pomocí chemické analýzy bylo zkontrolováno chemické složení karbidů Obr. 40. Jednalo se o komplexní karbidy Mn, Fe. Tab. 13.



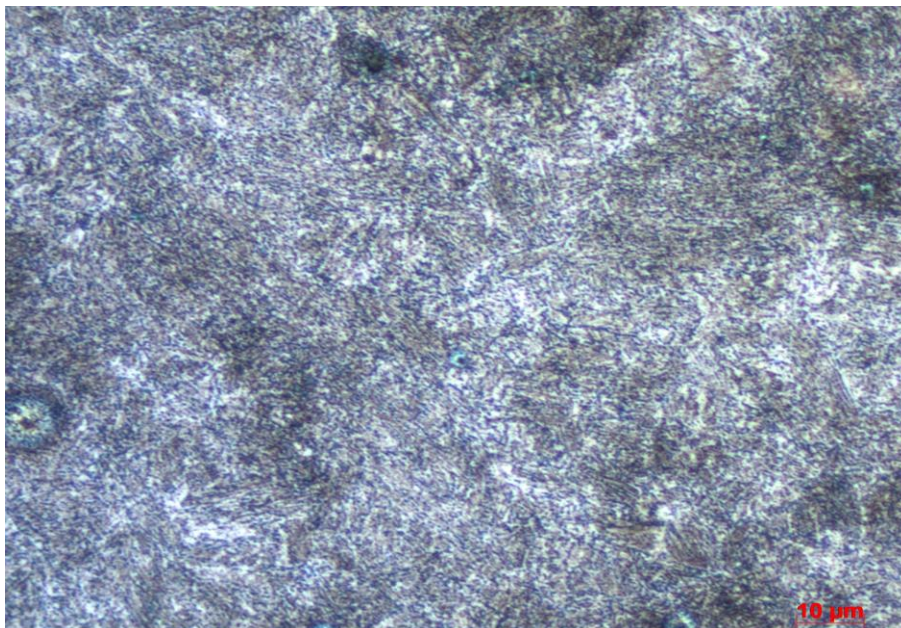
Obr. 40: Chemická analýza karbidu oceli Holdax dle procesu Stav\_3

Tab. 13: Chemické složení karbidu oceli Holdax

Pozice odběru	C [%]	S [%]	Mn [%]	Fe [%]
1	9.2	12.2	26.9	51.7
2	-	11.5	23.4	65.1
3	-	12.5	27.1	60.4

#### 8.4.5 Tepelné zpracování Stav\_4

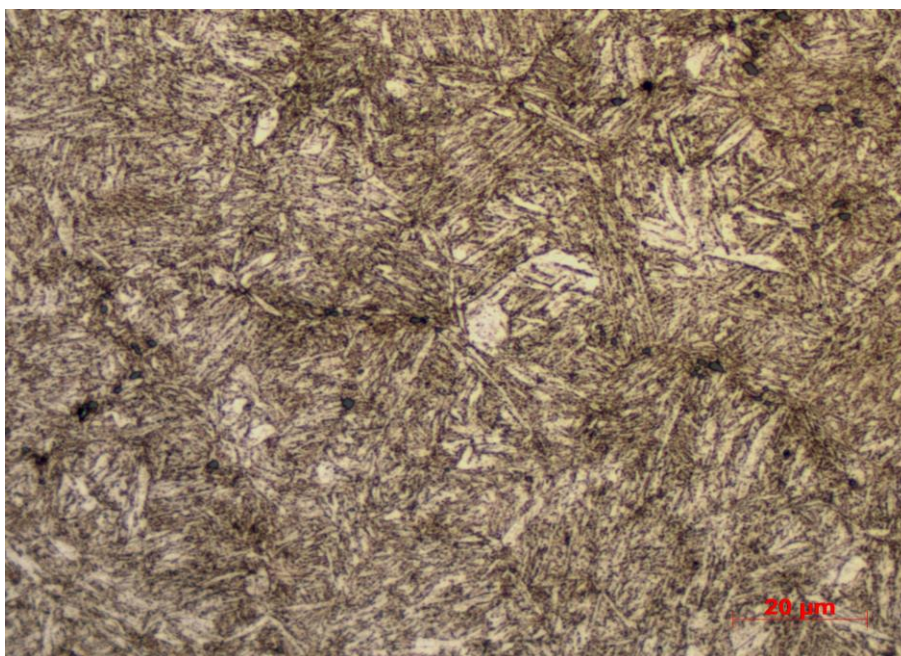
Ocel Holdax při tepelném zpracování při teplotě 850°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 450°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popouštěnou martenzitickou strukturou s precipitáty jemných karbidů Obr. 41. Během tepelného zpracování byla austenitická fáze plně transformována.



Obr. 41: Mikrostruktura Holdax dle procesu Stav\_4, zv. 1000x

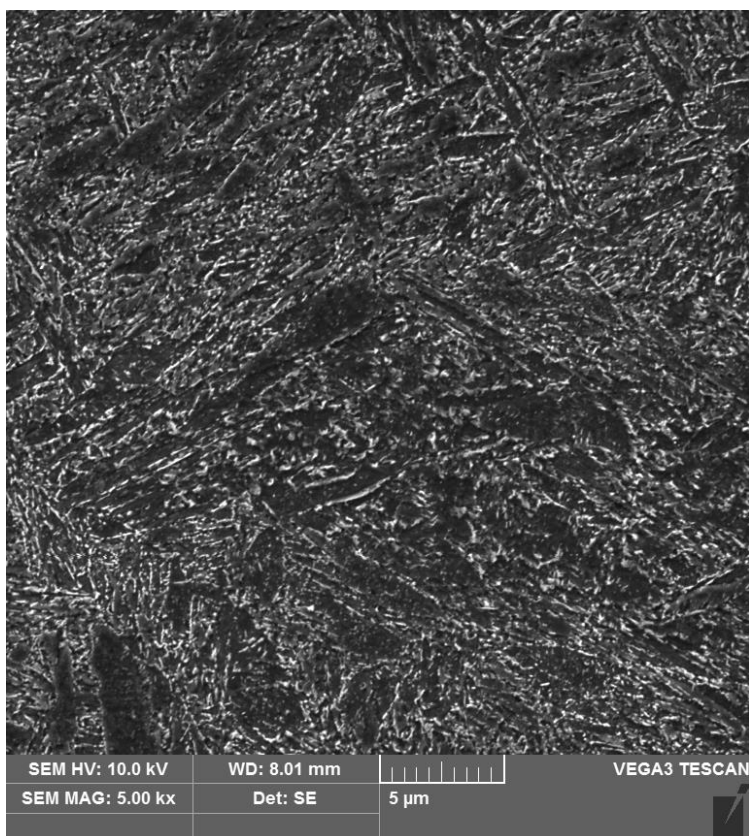
#### 8.4.6 Tepelné zpracování Stav\_5

Ocel Holdax při tepelném zpracování při teplotě 850°C s prodlevou 30 min. Následovalo dvounásobné popouštění při teplotě 550°C s prodlevou 2 hod. Mikrostruktura byla tvořena popuštěnou martenzitickou strukturou s precipitáty jemných karbidů Obr. 42. Během tepelného zpracování byla austenitická fáze plně transformována.



Obr. 42: Mikrostruktura Holdax dle procesu Stav\_5, zv. 1000x

Z hlediska lepšího pozorování struktury byl u oceli Holdax Stav\_5 použit ŘEM s metodou SE. Struktura oceli zpracovaná tímto procesem tvořila martenzitickou strukturu s precipitáty komplexních karbidů Obr. 43. Cementit je již vyloučen na hranicích původních martenzitických útvarů.



Obr. 43: Mikrostruktura Holdax dle procesu Stav\_5

## 9 Přehled mechanických vlastností

Na experimentálních materiálech po tepelném zpracování byla zkoumaná tvrdost dle Vickerse.

### 9.1 Tvrdost dle Vickerse

Metoda pro měření tvrdosti byla provedena dle Vickerse se zatížením 300 N a byla použita na vzorcích použitých pro metalografii.

#### 9.1.1 Arne

Z naměřených hodnot byla zjištěna nejvyšší tvrdost materiálu Arne při procesu Stav\_0 na teplotě 850°C v průměrné hodnotě  $790 \pm 3$  HV30 pouze v zakaleném stavu bez následného popouštění. Zvyšující teplota popouštění u materiálu snižovala tvrdost do průměrné hodnoty  $585 \pm 1$  HV30. Tvrdost dosahovala opět vyšších hodnot s rostoucí teplotou. Maximální hodnota tvrdosti byla naměřena při procesu Stav\_5 při popouštěcí teplotě 550°C s průměrnou hodnotou  $686 \pm 10$  HV30 Tab. 14. Výpočty viz Příloha č. 1.

Tab. 14: Výsledky měření tvrdosti pro ocel Arne

Proces	Stav_0	Stav_1	Stav_2	Stav_3	Stav_4	Stav_5
<b>HV30</b>	$790 \pm 3$	$695 \pm 3$	$675 \pm 5$	$585 \pm 1$	$622 \pm 3$	$686 \pm 10$

#### 9.1.2 Sverker 21

Ocel Sverker 21 byla nejtvrďší v procesu Stav\_0 při teplotě 1080°C v nepopuštěném stavu. Naměřená hodnota tvrdosti byla průměrně  $615 \pm 10$  HV30. Snižování tvrdosti bylo vyvoláno zvyšující se teplotou popouštění. Nejnižší naměřená hodnota tvrdosti byla při procesu Stav\_4 při teplotě 450°C na průměrné hodnotě  $542 \pm 1$  HV30. Tvrdost opět vzrostla vlivem vyšší popouštěcí teploty na průměrnou hodnotu  $600 \pm 5$  HV30 Tab. 15. Výpočty viz Příloha č. 2.

Tab. 15: Výsledky měření tvrdosti pro ocel Sverker 21

Proces	Stav_0	Stav_1	Stav_2	Stav_3	Stav_4	Stav_5
<b>HV30</b>	$615 \pm 10$	$571 \pm 5$	$549 \pm 6$	$549 \pm 3$	$542 \pm 1$	$600 \pm 5$

#### 9.1.3 QRO 90 Supreme

Nejvyšší hodnota tvrdosti oceli QRO 90 Supreme byla naměřena v procesu Stav\_0 při teplotě 1050°C v nepopuštěném stavu s průměrnou hodnotou  $457 \pm 9$  HV30. Tvrdost klesala s rostoucí teplotou popouštění. Při procesu Stav\_5 při teplotě 550°C byla naměřena nejnižší průměrná hodnota tvrdosti  $310 \pm 2$  HV30 Tab. 16. Výpočty viz Příloha č. 3.

Tab. 16: Výsledky měření tvrdosti pro ocel QRO 90 Supreme

Proces	Stav_0	Stav_1	Stav_2	Stav_3	Stav_4	Stav_5
<b>HV30</b>	$457 \pm 9$	$435 \pm 4$	$426 \pm 1$	$423 \pm 2$	$342 \pm 3$	$310 \pm 2$

### 9.1.4 Holdax

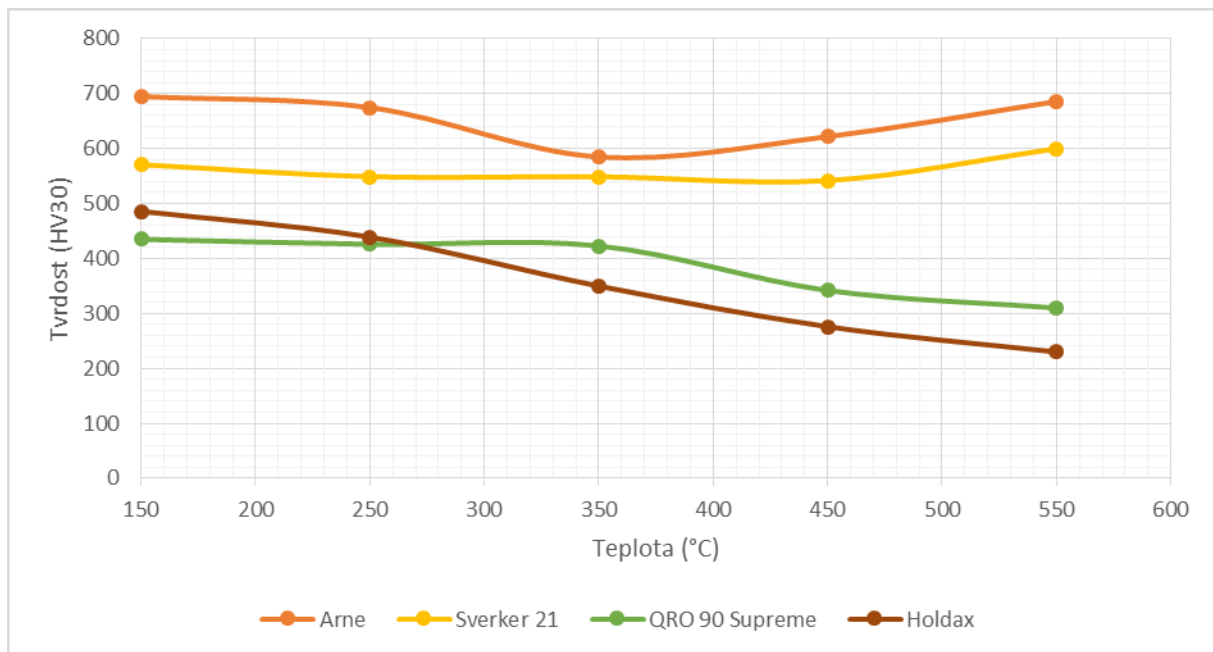
Naměřené hodnoty tvrdosti oceli Holdax dosáhli nejvyšší průměrné hodnoty, při procesu Stav\_0 na teplotě 850°C, v nepopuštěném stavu 633 ± 33 HV30. Snižující tvrdost byla způsobena zvyšováním teploty popouštění. Nejnižší naměřená průměrná hodnota tvrdosti byla při procesu Stav\_5 při teplotě 550°C s hodnotou 230 ± 2 HV30 Tab. 17. Výpočty viz Příloha č. 4.

Tab. 17: Výsledky měření tvrdosti pro ocel Holdax

Proces	Stav_0	Stav_1	Stav_2	Stav_3	Stav_4	Stav_5
HV30	633 ± 33	486 ± 4	439 ± 2	350 ± 8	276 ± 2	230 ± 2

### 9.1.5 Popouštěcí diagram

Průměrné hodnoty tvrdosti použitých ocelí byly zaneseny do grafu pro lepší viditelnost jejich průběhů v závislosti na teplotě popouštění Obr. 44.



Obr. 44: Diagram popouštění použitých ocelí

## 10 Diskuse výsledků

Mikrostruktura všech vzorků po tepelném zpracování byla převážně martenzitického typu.

Mikrostruktura oceli Arne, před tepelným zpracováním, byla tvořena strukturou odpovídající žihání na měkko. Perlit byl v tomto případě zrnitého (globulárního) tvaru. Po tepelném zpracování oceli Arne došlo ve všech případech k úplnému transformování austenitické fáze. Mikrostruktura oceli byla tvořena martenzitickou strukturou s precipitáty karbidů.

Nejvyšší průměrná tvrdost  $790 \pm 3$  HV30 dosahovala ocel Arne při Stav\_u\_0, pouze v zakaleném stavu. S rostoucí teplotou popouštění se tvrdost snižovala do průměrné hodnoty  $585 \pm 1$  HV30 Stav\_3. Poté s rostoucí teplotou opět tvrdost vzrostla až na průměrnou hodnotu  $686 \pm 10$  HV30 u Stav\_u\_5.

Mikrostruktura oceli Sverker 21, před tepelným zpracováním, byla tvořena globulárním perlitem, která vznikla žiháním na měkko. Po tepelném zpracování oceli Sverker 21 došlo ve všech případech k úplnému transformování austenitické fáze. Mikrostruktura oceli byla tvořena martenzitickou strukturou s precipitáty karbidů. Byla zřejmá přítomnost primárních a sekundárních karbidů. Viditelné díry byly způsobené výpadky primárních karbidů při broušení. U této oceli se mikrostruktura zkoumala i pod mikroskopem ŘEM pro Stav\_3 a Stav\_5. U Stav\_u\_5 byl cementit vyloučen na hranicích původních martenzitických útvarů. Prováděla se chemická analýza karbidů, kdy bylo zjištěno, že se jedná o komplexní karbidy Cr, V, Fe.

Nejvyšší průměrnou tvrdost  $615 \pm 10$  HV30 dosahovala ocel Sverker 21 při Stav\_u\_0, pouze v zakaleném stavu. S rostoucí teplotou popouštění se tvrdost snižovala do průměrné hodnoty  $542 \pm 1$  HV30 Stav\_4. Poté tvrdost opět vzrostla až na průměrnou hodnotu  $600 \pm 5$  HV30 u Stav\_u\_5.

Mikrostruktura oceli QRO 90 Supreme, před tepelným zpracováním, byla tvořena feritickou maticí s velkou hustotou jemně rozptýlených karbidických částí. Po tepelném zpracování oceli QRO 90 Supreme došlo ve všech případech k úplnému transformování austenitické fáze. Mikrostruktura oceli byla tvořena martenzitickou strukturou s precipitáty jemných karbidů.

Nejvyšší průměrnou tvrdost  $457 \pm 9$  HV30 dosahovala ocel QRO 90 Supreme při Stav\_u\_0, pouze v zakaleném stavu. S rostoucí teplotou popouštění se tvrdost snižovala do průměrné hodnoty  $310 \pm 2$  HV30 Stav\_5.

Mikrostruktura oceli Holdax, před tepelným zpracováním, byla tvořena popuštěnou martenzitickou strukturou, která odpovídala dodanému stavu - zušlešťování. Po tepelném zpracování oceli Holdax došlo ve všech případech k úplnému transformování austenitické fáze. Mikrostruktura oceli byla tvořena martenzitickou strukturou s precipitáty jemných karbidů. U této oceli se mikrostruktura zkoumala i pod mikroskopem ŘEM pro Stav\_3 a Stav\_5. U Stav\_u\_5 byl cementit vyloučen na hranicích původních martenzitických útvarů. Prováděla se chemická analýza karbidů, kdy bylo zjištěno, že se jedná o komplexní karbidy Mn a Fe.

Nejvyšší průměrnou tvrdost  $633 \pm 33$  HV30 dosahovala ocel Holdax při Stav\_u\_0, pouze v zakaleném stavu. S rostoucí teplotou popouštění se tvrdost snižovala do průměrné hodnoty  $230 \pm 2$  HV30 Stav\_5.

## 11 Závěr

Bakalářská práce se zabývala tepelným zpracováním nástrojových ocelí. První se popisovali nástrojové oceli. Popisovalo se jejich označování podle ČSN, poté rozdělení podle způsobu použití s popisem požadovaných vlastností. V další části bylo popsáno tepelné zpracování. Zde bylo popsáno jak proces funguje, druhy tepelného zpracování a byly nastíněny různé strukturní fáze. Na konci teoretické části se práce zabývala metalografií. V této části byl popsán význam a druhy zkoumání mikrostruktury s popisem zkoušky tvrdosti podle Vickerse, jako mechanické vlastnosti oceli.

V experimentální části práce byla pozorována změna mikrostruktury a tvrdosti při různém tepelném zpracování u vzorků Arne, Sverker 21, QRO 90 Supreme a Holdax. Hlavní tepelné zpracování bylo kalení a popouštění. Ohřev probíhal u všech zkoumaných materiálů na rozdílnou teplotu se stejnou dobou výdrže 30 min na této teplotě. Ochlazovací médium bylo vybráno olej s pokojovou teplotou (cca 20°C). Následovalo dochlazení na vzduchu na teplotu vzorku 20°C. Další proces bylo popouštění. Popouštění probíhalo u všech materiálů při stejné teplotě. Teploty byly od 150°C do 550°C s rozdílem 100°C u každého stavu popouštění. Výdrž na této teplotě byla 2 x 2 hod s ochlazením na 20°C na vzduchu před dalším zpracováním. Po tepelném zpracování se vzorky připravili na zkoumání mikrostruktury pomocí metalografického výbrusu a naleptáním pro zviditelnění mikrostruktury pod mikroskopem. Všechny mikrostruktury byly zaznamenány a popsány u každého snímku zvlášť. Po zkoumání mikrostruktury následovala zkouška tvrdosti podle Vickerse.

Z výsledků práce je patrné, že je možné dosáhnout lepších mechanických a strukturních vlastností materiálu za použití tepelného zpracování. Kombinací těchto výsledků je možné dosáhnout u nástrojových ocelí houževnatého jádra a tvrdšího povrchu nástroje, tam kde se klade důraz na tyto vlastnosti.



## Seznam použitých zdrojů

- [1] VÁVRA, P., LEINVEBER, J. *Strojnické tabulky*. Praha: ALBRA, 2003.
- [2] HLUCHÝ, M., KOLOUCH, J. *Strojírenské technologie 1*. Praha: Scientia, 2002.
- [3] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II. 2. opravené a rozšířené vydání*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2002.
- [4] FREMUNT, P., KREJČÍK, J., PODRÁBSKÝ, T. *Nástrojové oceli*. Brno: Dům techniky Brno, 1994.
- [5] PLUHAŘ, J. a kol. *Nauka o materiálech*. Praha: SNTL, 1989.
- [6] ELUC. *Elektronická učebnice - ELUC* [online]. Copyright © [cit. 05.05.2023]. Dostupné z: <https://eluc.ikap.cz/verejne/lekce/1569>.
- [7] PTÁČEK, L. a kol. *Nauka o Materiálu I.*, Brno: Akademické Nakladatelství CERM, 2003.
- [8] PRŮCHA, V. *Úvod do metalografie*. Výuková prezentace k předmětu KMM/ZME – Základy metalografie. Plzeň: Západočeská univerzita v Plzni, 2018.
- [9] ROBERTS, G., KRAUSS, G., KENNEDY, R. *Tool Steels*. ASM International, 1998.
- [10] *ASM Handbook, Volume 4A, Heat Treating*. ASM International, 2013.
- [11] LIŠIČ, B., TENZI, H. M., CANALE, C. F. L., TOTTEN, G. E. *Quenching Theory and Technology*. Taylor and Francis, 2010.
- [12] BOYER, H. E. *Practical heat treating*. ASM International, 1984.
- [13] PLUHAŘ, J., KORITTA, J. *Strojírenské materiály*. Praha: SNTL, 1977.
- [14] MACHEK, V. *Nauka o materiálu. 1. část Struktury kovových materiálů. Vyd. 1.* Praha: Nakladatelství ČVUT, 2006.
- [15] *Wikipedia* [online]. Copyright © [cit. 01.05.2023]. Dostupné z: [https://upload.wikimedia.org/wikipedia/commons/3/34/Electron\\_emission\\_mechanisms.svg](https://upload.wikimedia.org/wikipedia/commons/3/34/Electron_emission_mechanisms.svg)
- [16] ZMEKO, J. *Analýza precipitačních a transformačních dějů během zušlechťování u pružinové oceli*. Plzeň, 2019. Diplomová práce. Západočeská univerzita v Plzni. Vedoucí práce Džugan, J.
- [17] NIŽŇANSKÁ, J. *Moderní metody zpracování nástrojových ocelí*. Plzeň, 2011. Bakalářská práce. Západočeská univerzita v Plzni. Vedoucí práce KRAUS, V.
- [18] *Uddeholm Global* [online]. Copyright © [cit. 01.05.2023]. Dostupné z: [https://www.uddeholm.com/app/uploads/sites/49/2017/09/arne-eng\\_p\\_1904-e11.pdf](https://www.uddeholm.com/app/uploads/sites/49/2017/09/arne-eng_p_1904-e11.pdf)
- [19] *Uddeholm Global* [online]. Copyright © [cit. 01.05.2023]. Dostupné z: [https://www.uddeholm.com/app/uploads/sites/49/2017/09/sverker-21-eng\\_p\\_0419-e13.pdf](https://www.uddeholm.com/app/uploads/sites/49/2017/09/sverker-21-eng_p_0419-e13.pdf)
- [20] *Uddeholm Global* [online]. Copyright © [cit. 01.05.2023]. Dostupné z: <https://www.uddeholm.com/app/uploads/sites/49/2017/09/Tech-Uddeholm-QRO-90-Supreme-EN.pdf>
- [21] *Uddeholm Global* [online]. Copyright © [cit. 01.05.2023]. Dostupné z: <https://www.uddeholm.com/app/uploads/sites/49/2017/09/Tech-Uddeholm-Holdax-EN.pdf>

## Příloha č. 1

### Výpočet tvrdosti oceli Arne

Zatěžovací Síla $F = 30 \cdot F_g = 30 \cdot 9,81 \text{ N} = 294,3 \text{ N}$		$HV = 0,1891 \cdot (F / (D \cdot D))$		$D = (U_1 + U_2) / 2$		
0						
1.	0,265	0,267	D = 0,266	HV = 786,5358	-3,46717	12,02125
2.	0,266	0,2645	D = 0,26525	HV = 790,99	0,987015	0,974198
3.	0,2645	0,2655	D = 0,265	HV = 792,4832	2,480153	6,151157
				Průměr = 790,003		19,1466
						<b>790 ± 3 HV30</b>
1						
1.	0,2855	0,28	D = 0,28275	HV = 696,1079	0,809792	0,655763
2.	0,2815	0,286	D = 0,28375	HV = 691,2101	-4,08805	16,71215
3.	0,281	0,2835	D = 0,28225	HV = 698,5764	3,278258	10,74697
				Průměr = 695,2981		28,11489
						<b>695 ± 3 HV30</b>
2						
1.	0,289	0,287	D = 0,288	HV = 670,9603	-4,31457	18,61551
2.	0,286	0,2855	D = 0,28575	HV = 681,5682	6,293334	39,60605
3.	0,2875	0,2875	D = 0,2875	HV = 673,2961	-1,97876	3,915511
				Průměr = 675,2749		62,13707
						<b>675 ± 5 HV30</b>
3						
1.	0,3095	0,307	D = 0,30825	HV = 585,7005	0,316296	0,100043
2.	0,307	0,3095	D = 0,30825	HV = 585,7005	0,316296	0,100043
3.	0,308	0,309	D = 0,3085	HV = 584,7516	-0,63259	0,400172
				Průměr = 585,3842		0,600258
						<b>585 ± 1 HV30</b>
4						
1.	0,2995	0,3005	D = 0,3	HV = 618,357	-3,80696	14,49291
2.	0,2975	0,299	D = 0,29825	HV = 625,6348	3,470828	12,04665
3.	0,2995	0,2985	D = 0,299	HV = 622,5001	0,336128	0,112982
				Průměr = 622,164		26,65254
						<b>622 ± 3 HV30</b>
5						
1.	0,2885	0,286	D = 0,28725	HV = 674,4686	-11,5998	134,5549
2.	0,284	0,286	D = 0,285	HV = 685,1601	-0,90824	0,824897
3.	0,283	0,2815	D = 0,28225	HV = 698,5764	12,50802	156,4505
				Průměr = 686,0683		291,8303
						<b>686 ± 10 HV30</b>

## Příloha č. 2

### Výpočet tvrdosti oceli Sverker 21

Zatěžovací Síla $F = 30 \cdot F_g = 30 \cdot 9,81 \text{ N} = 294,3 \text{ N}$		$HV = 0,1891 \cdot (F / (D \cdot D))$		$D = (U_1 + U_2) / 2$		
0						
1.	0,298	0,299	D = 0,2985	HV = 624,5873	9,198042	84,60399
2.	0,3005	0,299	D = 0,29975	HV = 619,3889	3,999669	15,99735
3.	0,303	0,305	D = 0,304	HV = 602,1915	-13,1977	174,1796
			Průměr =	615,3892		274,7809
						<b>615 ± 10 HV30</b>
1						
1.	0,31	0,311	D = 0,3105	HV = 577,2429	5,811316	33,7714
2.	0,313	0,311	D = 0,312	HV = 571,7058	0,274246	0,075211
3.	0,3125	0,315	D = 0,31375	HV = 565,346	-6,08556	37,03407
			Průměr =	571,4316		70,88068
						<b>571 ± 5 HV30</b>
2						
1.	0,318	0,316	D = 0,317	HV = 553,8132	5,210987	27,15439
2.	0,3185	0,3166	D = 0,31755	HV = 551,8964	3,294228	10,85194
3.	0,3205	0,3215	D = 0,321	HV = 540,097	-8,50521	72,33868
			Průměr =	548,6022		110,345
						<b>549 ± 6 HV30</b>
3						
1.	0,3195	0,318	D = 0,31875	HV = 547,7488	-1,15917	1,343675
2.	0,316	0,3185	D = 0,31725	HV = 552,9407	4,032732	16,26293
3.	0,32	0,3185	D = 0,31925	HV = 546,0344	-2,87356	8,257361
			Průměr =	548,9079		25,86397
						<b>549 ± 3 HV30</b>
4						
1.	0,32	0,322	D = 0,321	HV = 540,097	-1,40639	1,977937
2.	0,32	0,3205	D = 0,32025	HV = 542,6296	1,126299	1,268549
3.	0,32	0,321	D = 0,3205	HV = 541,7834	0,280093	0,078452
			Průměr =	541,5033		3,324938
						<b>542 ± 1 HV30</b>
5						
1.	0,3015	0,304	D = 0,30275	HV = 607,1744	7,25382	52,61791
2.	0,305	0,3055	D = 0,30525	HV = 597,2696	-2,65098	7,027695
3.	0,306	0,3055	D = 0,30575	HV = 595,3178	-4,60284	21,18614
			Průměr =	599,9206		80,83174
						<b>600 ± 5 HV30</b>

### Příloha č. 3

## Výpočet tvrdosti oceli QRO 90 Supreme

Zatěžovací Síla $F = 30 \cdot F_g = 30 \cdot 9,81 \text{ N} = 294,3 \text{ N}$		$HV = 0,1891 \cdot (F / (D \cdot D))$	$D = (U_1 + U_2) / 2$			
0						
1.	0,34	0,3485	D = 0,34425	HV = 469,6063	12,98943	168,7253
2.	0,3485	0,353	D = 0,35075	HV = 452,3623	-4,25452	18,10093
3.	0,351	0,354	D = 0,3525	HV = 447,8819	-8,73491	76,29866
				Průměr = 456,6168		263,1249
						<b>457 ± 9 HV30</b>
1						
1.	0,3555	0,3555	D = 0,3555	HV = 440,3546	5,694623	32,42873
2.	0,358	0,359	D = 0,3585	HV = 433,0155	-1,64449	2,704357
3.	0,3615	0,3575	D = 0,3595	HV = 430,6099	-4,05013	16,40355
				Průměr = 434,66		51,53664
						<b>435 ± 4 HV30</b>
2						
1.	0,362	0,3625	D = 0,36225	HV = 424,0968	-1,56787	2,458213
2.	0,3615	0,3605	D = 0,361	HV = 427,0389	1,374174	1,888355
3.	0,361	0,362	D = 0,3615	HV = 425,8584	0,193694	0,037518
				Průměr = 425,6647		4,384086
						<b>426 ± 1 HV30</b>
3						
1.	0,364	0,3635	D = 0,36375	HV = 420,6063	-2,1345	4,556076
2.	0,3615	0,362	D = 0,36175	HV = 425,27	2,529155	6,396626
3.	0,364	0,362	D = 0,363	HV = 422,3462	-0,39466	0,155755
				Průměr = 422,7408		11,10846
						<b>423 ± 2 HV30</b>
4						
1.	0,402	0,403	D = 0,4025	HV = 343,5184	1,255907	1,577303
2.	0,402	0,401	D = 0,4015	HV = 345,2317	2,969214	8,816229
3.	0,4065	0,405	D = 0,40575	HV = 338,0374	-4,22512	17,85165
				Průměr = 342,2625		28,24518
						<b>342 ± 3 HV30</b>
5						
1.	0,423	0,421	D = 0,422	HV = 312,5049	2,687051	7,220245
2.	0,422	0,426	D = 0,424	HV = 309,5637	-0,25416	0,064595
3.	0,424	0,427	D = 0,4255	HV = 307,385	-2,4329	5,918984
				Průměr = 309,8179		13,20382
						<b>310 ± 2 HV30</b>

## Příloha č. 4

### Výpočet tvrdosti oceli Holdax

Zatěžovací Síla $F = 30 * F_g = 30 * 9,81 \text{ N} = 294,3 \text{ N}$		$HV = 0,1891 * (F / (D * D))$	$D = (U_1 + U_2) / 2$				
0							
1.	0,29	0,288	D = 0,289	HV = 666,325	33,7763	1140,838	
2.	0,2935	0,295	D = 0,29425	HV = 642,76	10,21131	104,2708	s = 32,55773555
3.	0,305	0,31	D = 0,3075	HV = 588,5611	-43,9876	1934,909	
				Průměr = 632,5487		3180,018	<b>633 ± 33 HV30</b>
1							
1.	0,337	0,336	D = 0,3365	HV = 491,4866	5,052711	25,52989	
2.	0,3385	0,34	D = 0,33925	HV = 483,5508	-2,88309	8,312197	s = 3,584659707
3.	0,3405	0,3375	D = 0,339	HV = 484,2642	-2,16962	4,707266	
				Průměr = 486,4339		38,54936	<b>486 ± 4 HV30</b>
2							
1.	0,357	0,3545	D = 0,35575	HV = 439,736	1,022076	1,04464	
2.	0,3575	0,357	D = 0,35725	HV = 436,051	-2,66285	7,090746	s = 1,899781552
3.	0,356	0,355	D = 0,3555	HV = 440,3546	1,640769	2,692123	
				Průměr = 438,7139		10,82751	<b>439 ± 2 HV30</b>
3							
1.	0,392	0,395	D = 0,3935	HV = 359,4118	9,408133	88,51296	
2.	0,3975	0,399	D = 0,39825	HV = 350,8894	0,885723	0,784505	s = 8,067649891
3.	0,405	0,4045	D = 0,40475	HV = 339,7098	-10,2939	105,9635	
				Průměr = 350,0037		195,2609	<b>350 ± 8 HV30</b>
4							
1.	0,4465	0,448	D = 0,44725	HV = 278,2154	1,746561	3,050474	
2.	0,448	0,4485	D = 0,44825	HV = 276,9754	0,506605	0,256649	s = 1,671713541
3.	0,4495	0,4515	D = 0,4505	HV = 274,2156	-2,25317	5,076756	
				Průměr = 276,4688		8,383878	<b>276 ± 2 HV30</b>
5							
1.	0,495	0,495	D = 0,495	HV = 227,1284	-2,94947	8,699398	
2.	0,488	0,491	D = 0,4895	HV = 232,2611	2,183208	4,766399	s = 2,16432902
3.	0,491	0,491	D = 0,491	HV = 230,8441	0,766266	0,587163	
				Průměr = 230,0778		14,05296	<b>230 ± 2 HV30</b>