

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: B 2301 Strojní inženýrství
Studijní zaměření: Materiálové inženýrství a strojní metalurgie

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

Strukturní analýza kovaných nástrojových ocelí se zřetelem na rozložení
a velikost karbidů

Autor: **Vilém VESELÝ**
Vedoucí práce: **Ing. Soňa BENEŠOVÁ, Ph.D.**

Akademický rok 2018/2019

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

Fakulta strojní

Akademický rok: 2018/2019

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

(PROJEKTU, UMĚLECKÉHO DÍLA, UMĚLECKÉHO VÝKONU)

Jméno a příjmení: **Vilém VESELÝ**

Osobní číslo: **S16B0162P**

Studijní program: **B2301 Strojní inženýrství**

Studijní obor: **Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie**

Název tématu: **Strukturní analýza kovaných rychlořezných nástrojových ocelí se zřetelem na rozložení a velikost karbidů.**

Zadávací katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

Z á s a d y p r o v y p r a c o v á n í :

:

1. Rešeršní část:

- a) Nástrojové oceli a rychlořezné nástrojové oceli.
- b) Tvářené nástrojové oceli a oceli, vyrobené práškovou metalurgií, jejich struktura.
- c) Vliv tepelného zpracování na strukturu ocelí.
- d) Metody strukturní analýzy, obrazová analýza.

2. Praktická část:

- a) Příprava vzorků, postup.
- b) Provedení obrazové analýzy.
- c) Vyhodnocení struktury, souvislost se stupněm deformace a tepelným zpracováním, porovnání s ocelmi práškové metalurgie.

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

Fremunt, P., Krejčík, J., Podrábský, T., Nástrojové oceli, Brno 1994

<http://www.bolzano.cz/cz/technicka-podpora>

J.R.Davis: Tool materials , ASM specialty handbook, 1998


Manuál pro NIS Elements.

MACEK, Karel; HNILICA, František; STARÝ, Vladimír. Experimentální metody v materiálovém inženýrství. Nakladatelství ČVUT, 2008.

Vedoucí bakalářské práce: **Ing. Soňa Benešová, Ph.D.**
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie
Konzultant bakalářské práce: **Ing. Vojtěch Průcha**
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie
Datum zadání bakalářské práce: **5. října 2018**
Termín odevzdání bakalářské práce: **24. května 2019**


Doc. Ing. Milan Edl, Ph.D.
děkan




Prof. Dr. Ing. Antonín Kříž
vedoucí katedry

V Plzni dne 30. října 2018

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 DIPLOMOVÉ (BAKALÁŘSKÉ) PRÁCE

AUTOR	Příjmení Veselý	Jméno Vilém	
STUDIJNÍ OBOR	B2301 „Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie“		
VEDOUCÍ PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) Ing. Benešová, Ph.D.	Jméno Soňa	
PRACOVISŤE	ZČU - FST – KMM		
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte
NÁZEV PRÁCE	Strukturní analýza kovaných nástrojových ocelí se zřetelem na rozložení a velikost karbidů		

FAKULTA	Strojní	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2019
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	52	TEXTOVÁ ČÁST	45	GRAFICKÁ ČÁST	0
---------------	----	---------------------	----	----------------------	---

STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK)	Cílem práce je zanalyzovat mikrostrukturu tvářeného polotovaru rychlořezné nástrojové oceli s vysokým stupněm deformace pro výrobu speciálního obráběcího nástroje. Byly zmapovány příznaky mikrostruktury, které mohou souviset s mechanickými vlastnostmi budoucího obráběcího nástroje a pomohou určit optimální počet kovacíh cyklů pro výrobu polotovaru.
KLÍČOVÁ SLOVA ZPRAVIDAL JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE	Rychlořezná ocel, karbidy, četnost karbidů, strukturní analýza

SUMMARY OF DIPLOMA (BACHELOR) SHEET

AUTHOR	Surname Veselý	Name Vilém	
FIELD OF STUDY	B2301 „Material Science and Technology“		
SUPERVISOR	Surname (Including of Degrees) Ing. Benešová, Ph.D.	Name Soňa	
INSTITUTION	ZČU - FST – KMM		
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR	Delete when not applicable
TITLE OF THE WORK	Structural analysis of forged tool steels with regard to layout and size of carbide.		

FACULTY	Mechanical Engineering	DEPARTMENT	Material Science and Technology	SUBMITTED IN	2019
----------------	------------------------	-------------------	---------------------------------	---------------------	------

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY	52	TEXT PART	45	GRAPHICAL PART	0
----------------	----	------------------	----	-----------------------	---

SBRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	The aim of the thesis is to analyze microstructure of forged high - speed tool steel with high deformation degree. This semi-finished product will be used for the production of special machine tools. It was measured several characteristics of microstructure to determinate the optimal number of forging cycles to produce the semi-finished product.
KEY WORDS	High speed steel, HSS, carbide, structure analysis

Poděkování

Děkuji vedoucí mé bakalářské práce Ing. Soně Benešové Ph.D. a konzultantovi Ing. Vojtěchu Průchovi za ochotu pomoci s řešením problémů, spojených s řešením této práce. Děkuji také kolektivu pracovníků na Katedře materiálů a strojírenské metalurgie za odborné rady a poskytnutí přístupu do laboratoří nezbytném k tvorbě této práce.

Obsah

1 Úvod.....	5
2 Nástrojové oceli.....	6
2.1 Nelegované oceli.....	6
2.2 Legované oceli pro práci za studena.....	6
2.3 Legované oceli pro práci za tepla	6
2.4 Rychlořezné oceli	7
2.4.1 Wolframové rychlořezné oceli.....	7
2.4.2 Wolfram-molybdenové rychlořezné oceli.....	7
2.4.3 Dělení dle výkonosti.....	7
3 Značení rychlořezných ocelí.....	8
4 Požadované vlastnosti rychlořezných ocelí.....	9
4.1.1 Tvrdost.....	9
4.1.2 Plastické vlastnosti a houževnatost.....	9
4.1.3 Odolnost proti popouštění.....	9
4.1.4 Řezivost.....	9
4.1.5 Odolnost proti opotřebení.....	9
4.1.6 Tepelná únava.....	9
4.1.7 Prokalitelnost.....	10
4.1.8 Rozměrová stálost.....	10
4.2 Vliv prvků na rychlořezné nástrojové oceli.....	10
4.2.1 Uhlík.....	10
4.2.2 Wolfram.....	11
4.2.3 Molybden.....	11
4.2.4 Vanad	11
4.2.5 Kobalt.....	11
4.2.6 Chrom.....	12
4.2.7 Mangan.....	12
4.2.8 Křemík.....	12
4.2.9 Nikl.....	12

4.2.10 Bor.....	12
4.2.11 Měď.....	12
4.2.12 Dusík.....	13
4.2.13 Síra a fosfor.....	13
5 Tvářené nástrojové oceli a oceli vyrobené práškovou metalurgií, jejich struktura.....	14
5.1 Výroba nástrojové oceli.....	14
5.2 Tvářená nástrojová ocel.....	14
5.3 Prášková nástrojová ocel.....	14
5.3.1 Postup výroby nástrojů práškovou metalurgií.....	14
5.4 Struktura nástrojové oceli.....	15
6 Vliv tepelného zpracování na strukturu ocelí	16
6.1 Ohřev a ochlazování.....	17
6.2 Austenitizace.....	17
6.3 Žihání.....	18
6.4 Kalení.....	18
6.5 Popouštění.....	19
7 Metalografie, kvantitativní metody a automatizovaná obrazová analýza.....	21
7.1 Metalografie.....	21
7.1.1 Světelná mikroskopie.....	21
7.1.2 Elektronová mikroskopie.....	21
7.2 Kvantitativní metody metalografie.....	22
7.2.1 Digitalizace obrazu.....	22
7.2.2 Segmentace obrazu.....	22
7.2.3 Stereologie.....	22
7.3 Automatizovaná obrazová analýza.....	23
8 Příprava vzorků pro strukturní analýzu.....	25
8.1 Příprava metalografického výbrusu.....	26
8.2 Zviditelnění a snímání mikrostruktury.....	26
8.2.1 Karbidická fáze	26
8.2.2 Zrno.....	27
9 Obrazová analýza.....	29

9.1 Popis mikrostruktur zkoumaných vzorků.....	29
9.2 Prahování.....	30
9.3 Hodnocení karbidické fáze.....	31
9.4 Velikost zrna.....	36
9.5 Tvar zrna.....	37
10 Vyhodnocení výsledku strukturní analýzy.....	39
11 Závěr.....	40
Zdroje.....	41
Seznam obrázků.....	43
Seznam tabulek.....	45

Seznam použitých zkratk a symbolů

K – Koeficient řezivosti nástroje

λ – Součinitel teplotní roztažnosti

IRA – Izotermický rozpad austenitu

ARA – Anizotermický rozpad austenitu

RO – Rychlořezné oceli

SE – Sekundární elektrony

BSE – Zpětně odražené elektrony

EDX – Energeticky disperzní rentgenová spektrometrie

f – Součinitel tvaru

A – Obsah plochy

L – Obvod

1 Úvod

Tato práce navazuje na bakalářskou práci s názvem Příprava vysoce prokovaného polotovaru pro výrobu obráběcího nástroje od Mykhailo Tochylina.

Tento projekt vznikl z potřeby obnovení technologie výroby kovaných obráběcích nástrojů. Požadovanou obráběcí operaci na nerezové oceli bylo potřeba dokončit bez výměny obráběcího nástroje pro snížení rizika vzniku zmetku. Tato operace byla prováděna kovaným obráběcím nožem od společnosti, která vznikla jako nástupce bývalých Škodových závodů. V případě použití obráběcího nože vyráběného práškovou metalurgií se nepodařilo dokončovací operaci dokončit bez nutnosti výměny nástroje.

Práce se zabývá analýzou mikrostruktury vysoce prokovaného polotovaru z oceli 19 830 dle ČSN. Dodané polotovary byly kovány, přesněji pēchovány a následně prodlužovány, kdy kovací cyklus byl opakován v jednom případě 2x a v druhém 3x.

Výsledkem práce je porovnání mikrostruktury u obou polotovarů v závislosti na stupni prokovaní v průřezu polotovaru. A srovnání s mikrostrukturou rychlořezné nástrojové oceli vyráběné práškovou metalurgií. Pozorované jevy byly četnost karbidů, plošný podíl karbidů v mikrostruktuře, velikost zrna a součinitel tvaru zrn.

2 Nástrojové oceli

Nástrojové oceli lze dělit několika způsoby. Dle chemického složení podle součtu procentuálního obsahu legujících prvků nebo podle obsahu uhlíku. Dle druhu ochlazovacího prostředí. Pro praxi je vhodné dělit nástrojové oceli dle způsobu použití. Takto nástrojové oceli dělí i nejnovější norma ISO 4957:2018. Tento způsob dělení je popsán níže.

2.1 Nelegované oceli

Využívají se pro výrobu méně namáhaných nástrojů. Slouží k výrobě ručních nástrojů, nástrojů využívaných především pro opracování dřeva nebo k výrobě méně namáhaných částí nástrojů, které jsou déle kombinovány s legovanými nástrojovými oceli, slinutými karbidy nebo keramickými destičkami. Oceli s obsahem C nad 0,80% se používají jako nástroje pro tváření za studena. Obsah C se pohybuje nejčastěji v rozmezí 0,40-1,10%. Si je obsažen do 0,40%. Dále je žádoucí nízký obsah Mn, protože mangan zde při kalení zvyšuje množství zbytkového austenitu, což má za následek snížení tvrdosti. U nadeutektoidních ocelí také způsobuje zvýšení podílu zbytkového austenitu zvyšování kalicí teploty. nadeutektoidní oceli se kalí z teplot nad A_1 . Pondeutektoidní oceli se kalí z teplot nad A_3 . Zde je nežádoucí přítomnost feritu. Kalené oceli se popouštějí při 160-280°C. Dosažitelná tvrdost je 52-60 HRC. Strukturu po zakalení tvoří martenzitická povrchová vrstva a jádro je tvořeno jemným perlitem. [1]

2.2 Legované oceli pro práci za studena

Legované oceli mají na rozdíl od nelegovaných vyšší prokalitelnost a dosahují tvrdosti 60-64 HRC. Celkové množství legur, s výjimkou chromových ocelí nepřesahuje 5%. Legurami bývá W, Cr, Mo a V. Tyto legující prvky zlepšují stabilitu karbidické fáze. Tím u ocelí zvyšují tvrdost a odolnost proti opotřebení. S koncentrací legur roste prokalitelnost v případě, že tyto prvky jsou při kalicí teplotě rozpuštěny v austenitu. Nejčastějším kalicím médiem je olej. Popouštění se často provádí při 180°C. [1]

Nízkolegované nástrojové oceli vhodné pro práci za studena se často využívají tam, kde se uplatní jejich vysoká rázová houževnatost. Používají se pro zhotovení kovadel, razidel, děrovacích nástrojů, dlát a sekáčů, ale také měřidel a lisovacích forem na plastické hmoty. Popouštějí se při teplotách 150-250°C. Pro dosažení vyšší houževnatosti se popouští při 330-550°C. [1]

Zvláštní skupinou legovaných nástrojových ocelí jsou vysokolegované chromové ledeburické oceli. Obsahují 11-12% Cr a až 2% C. Kalí se za vysokých teplot. Na primární tvrdost z teploty 960°C, v případě, že bude následovat popouštění z teploty 1030°C. Popouštěcí teplota je 500-520°C. Tyto oceli mají po kalení vysoký obsah zbytkového austenitu, díky tomu podléhají malým objemovým změnám. Uplatňují se jako protlačovací a protahovací trny, průvhlaky apod. [1]

2.3 Legované oceli pro práci za tepla

Nástrojové oceli pro práci za tepla mají dobrou odolnost proti tepelné únavě, otěruvzdornost a odolnost proti erozi za vysokých teplot. Obsah C je 0,28-0,60%. Dále obsahují až 5,50% Cr, 3,00% Mo a 1,10% V. Jsou vhodné pro výrobu vstřikovacích

forem pro tlakové lití. Předpokládaná pracovní teplota povrchu je až 350°C. Na silné trny pro děrování bezešvých trubek, nebo zápusky se používají chromniklové oceli. Kalí se z teploty 850°C. Vysokolegované oceli se kalí z teplot 1020-1040°C. [1]

2.4 Rychlořezné oceli

Rychlořezné nástrojové oceli mají dobrou odolnost proti poklesu tvrdosti až do 550°C. Jedná se o vysoce legované ledeburitické oceli. Hlavním legujícím prvkem je wolfram, ten se kvůli úspornosti dá nahradit z poloviny molybdenem. Obsah C je nad 0,70%. Kromě karbidotvorných prvků se Rychlořezné nástrojové oceli legují také kobaltem, a to do 12%. Kalení probíhá z teplot 1200-1280°C. Popouští se při teplotě 560°C. Při zahřátí nástroje nad 150°C se z martenzitu začnou vylučovat karbidy, čímž klesá tvrdost martenzitu, což má za následek mírný pokles tvrdosti nástroje. Při zahřátí na teplotu 450-550°C začínají karbidy precipitovat ze zbytkového austenitu, čímž poklesne obsah uhlíku ve zbytkovém austenitu, vzroste hranice Ms a tím i množství martenzitu a následně tvrdost nástroje. Při tomto procesu se přemění pouze část zbytkového austenitu, proto se u těchto ocelí popouštění opakuje obvykle třikrát. Dosahuje se tvrdosti 60-66 HRC. [1]

Jak již bylo řečeno, kvůli úspoře lze wolfram v rychlořezných ocelích částečně nahradit molybdenem. Můžeme je tak dělit do dvou skupin podle chemického složení.

2.4.1 Wolframové rychlořezné oceli

Tuto skupinu lze dělit ještě do dalších podskupin. Oceli s vyšším obsahem wolframu, přibližně 18% se vyznačují svou houževnatostí a tolerancí vůči přehřátí při zahřívání na kalicí teplotu. Obsah kobaltu často bývá 5%. [3]

Oceli se středním obsahem wolframu obsahují 9,5-13% W. Pro zabezpečení dobré odolnosti proti opotřebení je nutné zvýšit obsah uhlíku a vanadu - cca 1,35% C a 4% V. Tyto oceli jsou citlivější na překročení kalicí teploty, proto je třeba dbát na dodržení technologického postupu tepelného zpracování pro danou ocel. Obsahují 5-10% Co. [3]

2.4.2 Wolfram-molybdenové rychlořezné oceli

Tyto oceli jsou oproti wolframovým ocelím houževnatější právě díky obsahu molybdenu. Zastoupení těchto prvků v ocelích je cca 6% W a 5% Mo. Pokud jde o odolnost proti popouštění, mají podobné vlastnosti jako rychlořezné oceli se středním obsahem wolframu. Při kalení lze také dodržet technologického postupu tepelného zpracování. [3]

2.4.3 Dělení dle výkonosti

Dělení dle výkonosti je způsob dělení, jehož kritériem je koeficient řezivosti K , což je poměr mezi trvanlivostí ostří etalonového, standardně vyráběného řezného nástroje a trvanlivostí inovovaného nástroje. Trvanlivost musí být kvalifikována za identických řezných podmínek. [14]

Všechny rychlořezné oceli legované kobaltem patří mezi vysoce výkonné oceli. Jejich koeficient řezivosti $K \geq 1,3$. Pokud $1,3 > K > 1$ jedná se o výkonné rychlořezné oceli. Když $K < 1$ jedná se o rychlořezné oceli pro běžné výkony. [3]

3 Značení rychlořezných ocelí

Nástrojové oceli dle ČSN 42 0002 patří do třídy 19. Rychlořezné oceli jsou pak značeny 19 8xx. (viz Tab. 1)

Tab. 1 – Charakteristika ocelí třídy 19 dle ČSN 42 0002 [5]

Číselná značka	Význam třetí číslice	
19 0xx	Dvojčíslí ze 3. a 4. číslice vyjadřuje u nelegovaných ocelí střední obsah uhlíku	Nástrojové oceli uhlíkové
19 1xx		
19 2xx		
19 3xx	Oceli manganové, křemíkové, vanadové	Nástrojové oceli legované
19 4xx	Oceli chromové	
19 5xx	Oceli chrommolybdenové	
19 6xx	Oceli niklové	
19 7xx	Oceli wolframové	
19 8xx	Oceli rychlořezné	
19 9xx	Speciální oceli	

Tab. 2 – Značení rychlořezné oceli dle ČSN EN 10027 – 1 [6]

Základní symboly	
Písmeno obsah legujících prvků	
HS	n-n
HS = rychlořezné oceli	n-n = čísla, oddělená spojovací čárkou, která udávají obsah legujících prvků v následujícím pořadí - wolfram (W) - molybden (Mo) -vanad (V) -kobalt (Co)

Dle výše uvedených norem je zkoumaný materiál popsán dle ČSN 42 0002 jako 19 830 a dle ČSN EN 10027 – 1 jako HS6-5-2.

4 Požadované vlastnosti rychlořezných ocelí

Rychlořezné oceli jsou charakteristické svými dobrými mechanickými vlastnostmi a to u některých ocelí i za vysokých teplot. Nejvýznamnějšími parametry jsou tvrdost, pevnost a houževnatost, odolnost proti popouštění, tepelná únava a prokalitelnost.

4.1.1 Tvrdost

Tvrdost ovlivňuje především obsah uhlíku a tepelné zpracování, a to kalení a popouštění. Schopnost materiálu dosahovat kalením vyšších tvrdostí definujeme jako zakalitelnost. Vyšší tvrdosti lze také dosahovat pomocí legur, které svou přítomností v oceli zvyšují zakalitelnost nebo legur, které tvoří s uhlíkem karbidy, ty svou přítomností v matici zamezují šíření dislokací. [1]

4.1.2 Plastické vlastnosti a houževnatost

Plastické vlastnosti a houževnatost zejména závisejí na matici a již výše zmiňovaném rozložení karbidů a jejich velikosti. Matrice je z pravidla houževnatější, než karbidycké precipitáty. Plastické vlastnosti oceli jsou zhoršeny, pokud dojde k vyloučení karbidů na hranicích zrn. Dojde ke vzniku karbidického síťovky. Nežádoucí jsou také vměstky, které vznikají v případě přítomnosti především síry a fosforu, nebo výrobní vady. [2]

Tažnost a houževnatost měkčích ocelí je zjišťována statickou zkouškou v tahu nebo zkouškou rázem v ohybu. Na pevnějších ocelí lze tažnost posuzovat pouze statickou zkouškou v ohybu z hodnot průhybu a pevnosti. [2]

4.1.3 Odolnost proti popouštění

Odolnost proti popouštění je důležitá u ocelí, ze kterých jsou vyráběny nástroje, které mají vyšší pracovní teploty, např. řezné nástroje, nástroje lití kovů nebo lisování za tepla. Nelegované oceli mají stabilní tvrdost do teploty 200°C. Přidáním karbidotvorných prvků a kobaltu tato hodnota může být až 550°C. [1]

4.1.4 Řezivost

Řezivost je důležitým parametrem u řezných nástrojů. Výrazně jí ovlivňuje rozložení a velikost karbidů ve struktuře. Příznivé je rovnoměrné rozložení malých karbidů v matici. [2]

4.1.5 Odolnost proti opotřebení

Otěruvzdornost je důležitý parametr u většiny nástrojů, všude tam, kde probíhá styk s jiným materiálem. Když se deformuje tenká vrstva na povrchu nástroje, po vyčerpání plasticity materiálu vznikají na povrchu praskliny. Tím se zvýší opotřebení nástroje a vzniknou na jeho povrchu nerovnosti. Odolnost proti otěru závisí na tvrdosti matrice a karbidů. Pokud teplota na povrchu nástroje stoupne příliš vysoko, mohou na povrchové vrstvě vznikat ostrůvky austenitu. Tento austenit po opětném ochlazení transformuje na martenzit, nebo setrvá v matici jako zbytkový austenit. Tyto změny v materiálu vyvolávají pnutí, a také mohou zapříčinit vznik trhlinek. Příznivě na otěruvzdornost působí především karbidy vanadu, které mají vysokou tvrdost. [2]

4.1.6 Tepelná únava

Prokalitelnost je podstatným parametrem u nástrojů vystaveným střídání teplot.

Projevuje se vznikem síťových trhlinek na pracovním povrchu nástroje. Ke vzniku trhlinek dochází kvůli teplotní roztažnosti, kdy při ohřátí povrchu vzniká na povrchu tlakové napětí a při ochlazení povrch naopak tahové. [1]

4.1.7 Prokalitelnost

Prokalitelnost popisuje schopnost materiálu dosahovat dané tvrdosti do určité hloubky. Zvyšují jí všechny legující prvky. Ty však musí být při kalící teplotě rozpuštěny v austenitu. [1]

4.1.8 Rozměrová stálost

Rozměrová stálost je požadována u většiny nástrojů. V případě, že při tepelném zpracování dochází k minimální změně rozměrů, následným broušením je třeba ubrat méně materiálu, čímž se snižuje cena nástroje. Ke změně rozměrů dochází strukturním a tepelným pnutím. Největší měrný objem v nástrojových ocelích má martenzit, nejmenší zbytkový austenit. Největší vliv na zvýšení objemu martenzitu má uhlík. Menší objemové změny proto mají oceli, které obsahují méně uhlíku a větší podíl zbytkového austenitu. [2]

4.2 Vliv prvků na rychlořezné nástrojové oceli

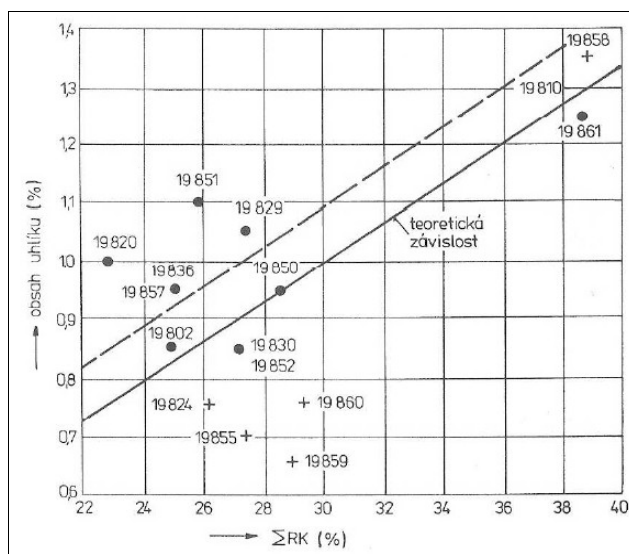
4.2.1 Uhlík

Zastoupení uhlíku v rychlořezných nástrojových ocelích se pohybuje od 0,65% do 1,5%. Při nízkém obsahu uhlíku zůstává po zakalení v matici nežádoucí delta ferit. Pokud je obsah uhlíku vysoký, vznikají v matici karbidy cementitového typu M_3C , které se při austenitizaci úplně rozpustí a jsou poměrně měkké. Uhlík má vliv na mechanické vlastnosti a také na tepelné zpracování. Zvyšuje tvrdost a snižuje houževnatost. [2]

Vztah popisující optimální množství uhlíku v RO v závislosti na množství legujících prvků:

$$\%C = \frac{1}{30} (\%W + 1,9 \cdot \%Mo + 6,3 \cdot \%V)$$

Tato závislost je graficky znázorněna na Obr. 2 spolu s množstvím uhlíku v jednotlivých rychlořezných ocelích. [2]



Obr. 1 – Graf závislosti obsahu uhlíku na procentuálním zastoupení legur [2]

4.2.2 Wolfram

Wolfram je hlavním legujícím prvkem rychlořezných nástrojových ocelí. V oceli je vázán na uhlík, se kterým tvoří komplexní karbid M_6C , nebo je rozpuštěn v matici. Tyto karbidy mají kubickou plošně středěnou mřížku. Wolfram, jako jeden z více prvků ovlivňuje teplotní stálost rychlořezné oceli. Při kalení se v případě dlouhé výdrže na kalící teplotě rozpustí značná část malých karbidů v austenitu a po zakalení tak wolfram zůstává rozpuštěn v martenzitu. Malá difuzní rychlost wolframu zpomaluje rozpad martenzitu, čímž zachová tvrdost i při vyšších teplotách. Obsah wolframu v RO bývá 10-12%. [2]

4.2.3 Molybden

Molybden může v rychlořezných ocelích zčásti, nebo zcela nahradit wolfram, protože podobně ovlivňuje vlastnosti. Molybdenové oceli však mají větší houževnatost. Část je rozpuštěna v matici a část tvoří komplexní karbidy M_6C , jako wolfram. Každé 1% molybdenu v oceli je obdobně účinné, jako 1,4-1,9% wolframu. [2]

4.2.4 Vanad

Vanad se ve struktuře vyskytuje především v podobě karbidu M_4C_3 , tedy V_4C_3 . V tom je rozpuštěno také menší množství molybdenu, wolframu a chromu. Zbytky vanadu se vyskytují v podobě karbidu M_6C , nebo jsou rozpuštěny v matici. Každé 1% vanadu se váže na 0,17% uhlíku. Proto je třeba při zvyšování obsahu vanadu také zvyšovat obsah uhlíku, což celkově zvyšuje množství tvrdých karbidů v matici. Pokud bychom zvýšili pouze obsah vanadu, ve struktuře by se stabilizoval delta ferit, což je nežádoucí. [2]

4.2.5 Kobalt

Kobalt není karbidotvorným prvkem. Po zakalení je 97-98% obsaženého množství rozpuštěno v matici. Zbytek je obsažen v karbidech M_6C . Kobalt obsažený v matici zvyšuje teplotu počátku austenitizace o 20-30°C. Také je možné kalit z vyšších

teplot, díky čemuž se v austenitu rozpustí více legur, což zvyšuje odolnost proti popouštění. Protože se se zvyšujícím obsahem kobaltu zvyšuje i množství zbytkového austenitu obsaženého v matici. Rychlořezné oceli s přísadou kobaltu se tak až pětkrát popouštějí. [2]

Tab. 3 – Vliv kobaltu na přípustnou maximální pracovní teplotu [2]

Kobalt [%]	Maximální pracovní teplota [°C]
3	620
5	630
10	650
15	670

4.2.6 Chrom

Chrom se ve struktuře vyskytuje z části jako karbid $M_{23}C_6$, spolu s malým obsahem wolframu, molybdenu vanadu a železa, z části je rozpuštěn v matici. Karbid chromu se při austenitizaci úplně rozpustí v austenitu a zvýší prokalitelnost. Současně rozpuštěný uhlík snižuje teplotu M_S a M_F . To zvyšuje obsah zbytkového austenitu v matici. Z toho důvodu se chrom v rychlořezných ocelích vyskytuje v množství do 5% objemu. [2]

4.2.7 Mangan

Mangan má při odlévání velký sklon k odmišení, má malou difuzní rychlost. Jeho obsah v rychlořezných ocelích je omezen na 0,45%. Zhoršuje obrobitelnost a při vyšším obsahu zvyšuje obsah zbytkového austenitu. [2]

4.2.8 Křemík

Vliv křemíku na rychlořezné nástrojové oceli je rozporuplný. Někteří autoři uvádějí, že obsah 0,7-1% v objemu zvyšuje odolnost proti popouštění tím, že se množství křemíku rozpustí v karbidech M_6C , to sníží obsah molybdenu a wolframu v karbidech a tyto prvky se přemístí do matrice a příznivě ovlivní řezivost. Jiné práce naopak vykazují nižší odolnost proti popouštění. Obsah křemíku v rychlořezných ocelích je omezen na 0,45%. [2]

4.2.9 Nikl

Nikl není karbidotvorný prvek zvyšuje houževnatost matrice. Zapříčiňuje také obsah zbytkového austenitu. Jeho obsah v rychlořezných nástrojových ocelích je omezen do 0,25%. [2]

4.2.10 Bor

Bor se do rychlořezných nástrojových ocelí může dostat při výrobě z některých feroslitin. Pokud je v oceli obsaženo více než 0,008% Boru, způsobuje problémy při tváření. [2]

4.2.11 Měď

Přítomnost mědi v RO je omezena na 0,25% obsahu. Zhoršuje tvářitelnost a zvyšuje stabilitu austenitu. [2]

4.2.12 Dusík

Při vysokém obsahu dusíku ve struktuře vznikají bublinky. Jeho maximální rozpustnost v austenitu je 1%. Snižuje pevnost a zvyšuje obsah zbytkového austenitu. [2]

4.2.13 Síra a fosfor

Obsah těchto prvků je omezen na 0,035%. Mají na mechanické vlastnosti ocelí nežádoucí vliv. [2]

5 Tvářené nástrojové oceli a oceli vyrobené práškovou metalurgií, jejich struktura

5.1 Výroba nástrojové oceli

Nástrojové oceli jsou vyráběny v elektrických obloukových, nebo indukčních pecích. Velikost tavby bývá v řádech stovek kilogramů. Tavenina se dále vlévá do kokil, ve kterých tuhne na ingot. Ten je určen k následnému tvářeni. Taveninu lze také vlévat do forem, které dají tavenině tvar blížící se finálnímu tvaru nástroje. [1]

5.2 Tvářená nástrojová ocel

Vysoce legovaná tavenina odlévaná do kokil má tendenci segregovat. To způsobuje nehomogenitu ve struktuře lité oceli. Tuto strukturu je třeba zjemnit a rovnoměrně rozložit jednotlivé fáze ve struktuře, čímž se dosáhne lepších mechanických vlastností oceli. To lze provést tvářením za tepla, čímž se také lze zbavit trhlin a bublinek v ingotu, vzniklých odléváním. Pěchování litého polotovaru je nutno provést minimálně na polovinu původní výšky tak, aby došlo ke svaření vnitřních necelistvostí vlivem vysoké teploty a tlaku. Tvářeni nástrojové oceli v jednom směru způsobuje vláknitost struktury, což vede k rozdílným mechanickým vlastnostem v závislosti na směru. Aby se zabránilo vláknitosti struktury, je třeba provést více tvářecích operací opakovaním cyklů pěchování a prodlužování. Po tvářeni z pravidla následuje pozvolné chladnutí a žihání, aby nevznikly v oceli kalící trhliny. Přítomnost legur totiž způsobuje to, že nástrojové oceli jsou zakalitelné na vzduchu. [2]

5.3 Prášková nástrojová ocel

Rovnoměrného rozložení fází ve struktuře nástrojové oceli lze docílit výrobou oceli metodou práškové metalurgie. Je však nutné dodržet správný technologický postup. Touto metodou jde také snáze vyrobit tvarově složitě nástroje, například vrtáky malých průměrů s vnitřním chlazením.

5.3.1 Postup výroby nástrojů práškovou metalurgií

Postup začíná výrobou prášku. U křehkých materiálů je vhodné použít drcení pomocí drtičů a mlýnů. To lze použít i u některých kovů, které jsou kujné. V době drcení však musí být ve formě křehkého hydridu. Následně se prášek dehydratuje. Dále lze prášky vyrábět rozprašováním taveniny, a to vodou, která vzniklý prášek zároveň ochladí, nebo plynem a následným ochlazováním ve vodě, popřípadě plynem s následným ochlazováním v netečném plynu. Dalším způsobem je tříštění kapek kovu, nebo rozprašením kapek. Prášky lze také vyrábět chemickou metodou, která bývá často hospodárnější. Dosahovaná velikost částic prášku je 5-50 μ m [1]

Před zhutňováním prášku do požadovaného tvaru je třeba jej roztřídit podle velikosti zrna. Odstranit magnetické, nebo nemagnetické nečistoty magnetickým odlučováním. Popřípadě tepelně zpracovat - odstranit tvrdé povrchové vrstvy částic vzniklé při výrobě a redukcí odstranit vrstvy oxidické. Nakonec se mícháním vyrobí prášek požadovaného složení, čímž se předurčí podoba požadované finální struktury. [1]

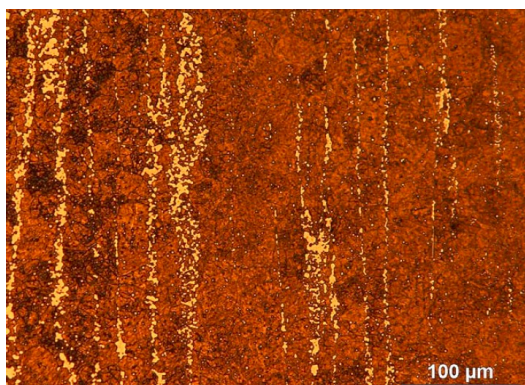
Takto připravený prášek se slisuje do požadovaného tvaru. Při této operaci je třeba snížit tření částic prášku. Toho se dosahuje mazivy, např. silikonem, nebo sulfidem molybdeničitým. Aby došlo k difuzi jednotlivých atomů práškového kovu, je třeba na

prášek působit dostatečným tlakem při požadované teplotě. Slinování se dosahuje různými technologiemi. Přímým ohřevem, kdy se výlisek zahřívá průchodem elektrického proudu a nadále pění. Nepřímým ohřevem, kdy slinování probíhá průběžně v elektrických indukčních nebo odporových pecích, a nebo za působení tepla i tlaku. Další metodou slinování je izostatické lisování za tepla (HIP - Hot Isostatic Pressing), kdy na těleso působí tlak inertního plynu. Ohřev probíhá v autoklávu, kdy při ohřevu vzroste tlak plynu, ten lze regulovat pomocí kompresoru. [1]

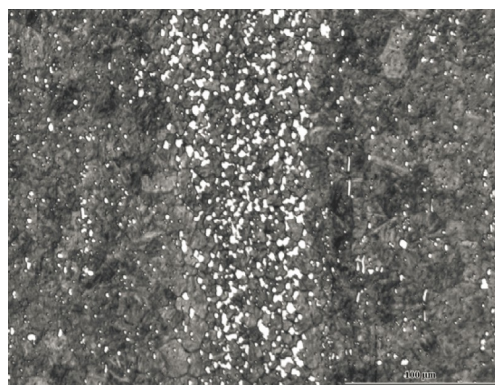
5.4 Struktura nástrojové oceli

Materiál o stejném složení může mít odlišnou mikrostrukturu, která je způsobena různými postupy a technologiemi výroby. Hlavními parametry mající vliv na vlastnosti nástrojových ocelí je velikost zrna, tvar, velikost a rozložení karbidů v matrici, a také složení matrice, která může obsahovat např. perlit, martenzit a zbytkový austenit, nebo ledeburit. [4]

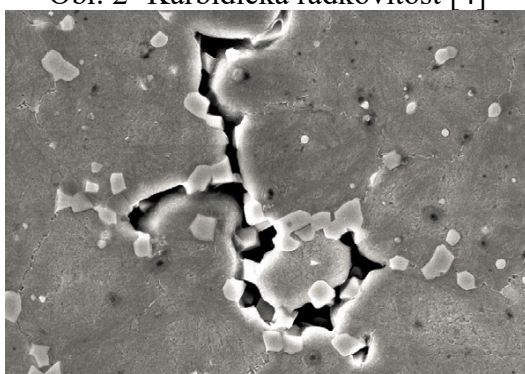
Nežádoucí jevy, které mohou vzniknout při výrobě jsou: hrubá struktura, karbidická řádkovitost (Obr. 2), karbidické vycezeniny (Obr. 3), karbidické nestejnorodosti (Obr. 4). Na Obr. 5 je ideální struktura práškové nástrojové oceli, kde jsou karbidy rovnoměrně rozloženy v matrici.



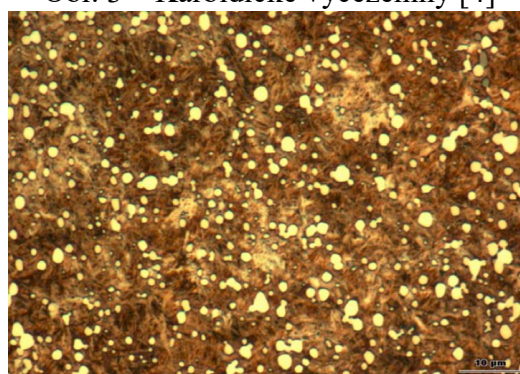
Obr. 2 -Karbidická řádkovitost [4]



Obr. 3 – Karbidické vycezeniny [4]



Obr. 4 – Karbidické nestejnorodosti [4]



Obr. 5 Struktura práškové oceli – [4]

6 Vliv tepelného zpracování na strukturu ocelí

Ocel je polymorfní materiál u kterého dochází ke změně fází nejen při změně skupenství, ale také v tuhém stavu. V Tab. 4 jsou popsány fáze – tuhé roztoky železa a uhlíku, které se vyskytují v mikrostruktuře ocelí.

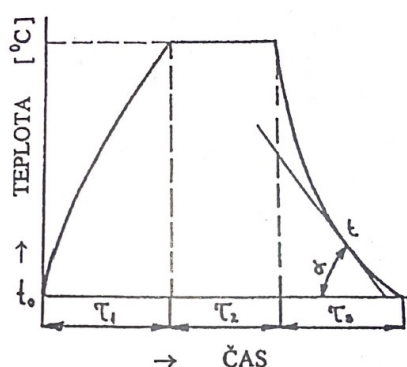
Tab. 4 – Definice základních fází v oceli [12]

Austenit	Strukturní fáze - tuhý roztok uhlíku v železe γ s plošně centrovanou kubickou mřížkou, maximální rozpustnost uhlíku je 2,11% při teplotě 1148°C
Ferit	Strukturní fáze - tuhý roztok uhlíku v železe α s prostorově centrovanou kubickou mřížkou, maximální rozpustnost uhlíku je 0,02% při teplotě 727°C
Cementit	Strukturní fáze - sloučenina uhlíku se železem (karbid) Fe_3C
Perlit	Feriticko-karbidická směs, nejčastěji eutektoidní směs fází cementitu a feritu s lamelární morfologií. Vzniká eutektoidním rozpadem austenitu, kdy dochází k difúzi uhlíku i železa při pomalých rychlostech ochlazování.
Bainit	<p>Feriticko-karbidická směs, která se od perlitu liší kinetikou a mechanismem vzniku i mikrostrukturou. Hlavní rozdíl spočívá v tom, že během přeměny austenitu dochází pouze k difúzi uhlíku. Bainitická přeměna se po určité době téměř zastavuje, ačkoliv určitý podíl austenitu zůstává netransformován. V průběhu bainitické přeměny dochází často k značnému obohacení netransformovaného austenitu uhlíkem. Bainit se vyznačuje jehlicovitou nebo deskovitou strukturou, jejíž charakter závisí na teplotě.</p> <p>Bainit, vznikající při nízkých teplotách – dolní bainit – je téměř nerozlišitelný od popuštěného martenzitu. Je tvořen destičkami feritu, v nichž jsou rozptýleny velmi jemné destičky cementitu. Horní bainit, vznikající při vyšších teplotách, je tvořen deskami feritu, v nichž jsou přítomny poměrně málo početné a hrubé částice cementitu.</p>
Martenzit	<p>Strukturní fáze – u ocelí je považován za přesycený tuhý roztok uhlíku v železe α, vyznačující se prostorově středěnou tetragonální mřížkou. Mřížkové konstanty a a c závisí na obsahu uhlíku v martenzitu. Průběh martenzitické přeměny není spojen s difúzí, při martenzitické fázové transformaci se atomy pohybují na vzdálenosti menší, než jsou vzdálenosti mezi sousedními atomy. Jedná se o metastabilní fázi, která se při zvýšených teplotách rozpadá na ferit a karbid.</p> <p>Přeměna martenzitického typu se uskutečňuje nejen v ocelích, ale i ve velkém počtu jiných slitin a u některých čistých kovů. Proto výše uvedená definice neplatí obecně. O tom, zda je daná fáze „martenzitem“ nebo ne, nelze rozhodnout podle její krystalové struktury, ale podle kinetiky a mechanismu její tvorby.</p>

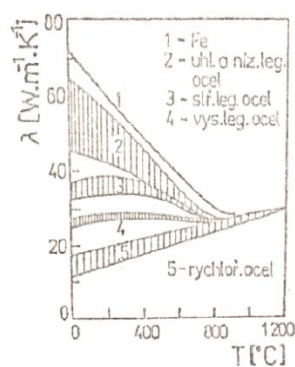
Morfologie částic martenzitu je deskovitá, případně jehlicovitá. Martenzitická přeměna u uhlíkových, nízkolegovaných a střednělegovaných ocelí probíhá jen při ochlazování. Jakmile je ochlazování přerušeno, přeměna se zastavuje. K dalšímu vzniku martenzitické fáze dojde až při ochlazení na nižší teplotu, a to vznikem nových desek, nikoliv zvětšením už vytvořených.

6.1 Ohřev a ochlazování

Za účelem ovlivnění vlastností materiálu tepelným zpracováním vystavujeme materiál tepelnému cyklu, který se v závislosti na čase skládá ze tří částí – ohřev, výdrž, ochlazování (viz Obr. 6). [7]



Obr. 6 – Obecný diagram tepelného zpracování [7]



Obr. 7 – Tepelná vodivost materiálů v závislosti na teplotě [7]

Ohřev – kvalita ohřevu má velký vliv na konečnou strukturu materiálu. Pro žádoucí efekt tepelného zpracování se nesmí překročit dovolená rychlost ohřevu, aby nevznikala v materiálu příliš velká pnutí vlivem změny objemu. Nesmí se překročit konečná teplota. Na rychlost ochlazování má vliv především součinitel tepelné vodivosti λ . Na Obr. 7 můžeme vidět, že ze všech druhů v diagramu popsaných materiálů mají nástrojové oceli nejnižší součinitel teplotní vodivosti. To způsobuje přítomnost karbidů ve struktuře. Zvyšováním stupně legování se lineárně snižuje součinitel teplotní vodivosti materiálu. [7]

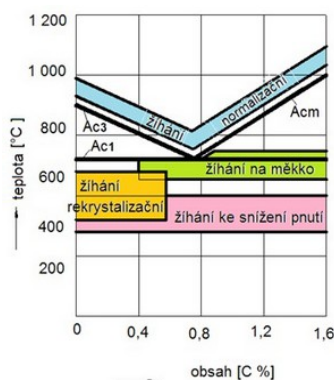
Ochlazování – tento proces je doprovází obdobné změny v materiálu, jako u ohřevu, s tím rozdílem, že teplo přestupuje z výrobku do chladícího média. Musí být dodržena správná rychlost ochlazování, aby stejně jako u ohřevu nevznikala příliš velká vnitřní pnutí. Zvolenou rychlostí ochlazování výrazně ovlivňujeme výslednou strukturu. [7]

6.2 Austenitizace

Austenitizace předchází všem druhům tepelného zpracování, kdy má dojít k překrytalizaci. Při ohřívání výrobku je důležitá výdrž na teplotě austenitizace, se těleso homogenizovalo v celém objemu. Při dalším zvyšování teploty dochází k růstu austenitického zrna. Při austenitizaci nepodléhá změně pouze matrice, ale také karbidy, které se v austenitu rozpouštějí. [7]

6.3 Žihání

Žihání se dělí na žihání s překrystalizací a žihání bez překrystalizace. Mezi žihání s překrystalizací patří normalizační žihání. Mezi žihání bez překrystalizace patří rekrytalizační žihání a žihání na snížení vnitřního pnutí. Na rozmezí se nachází žihání na měkko. Pro žihání je charakteristická dlouhodobá výdrž na žihací teplotě a pomalé ochlazování. [8]



Obr. 8 – Znázornění žihacích teplot [8]

Na Obr. 8 jsou naznačeny oblasti různých druhů žihání. Cílem žihání naměkko je zlepšit obrobitelnost a tváritelnost za studena oceli. Toho je dosaženo vytvořením struktury globulárního perlitu, resp. struktury, kde matrici tvoří ferit, ve kterém jsou rozloženy globule karbidů. Žihání naměkko je provádí těsně pod teplotou Ac_1 . U vysoce legovaných nástrojových ocelí je rychlost globularizace příliš nízká, pro urychlení procesu se tak volí žihací teplota mírně nad Ac_1 . Doba výdrže na žihací teplotě se liší podle složení oceli a velikosti výrobku. [2]

Pro snížení vnitřního pnutí, které vzniká předchozím obráběním, nebo tvářením za studena, se používá žihání na snížení pnutí, během kterého vnitřní pnutí relaxuje na nižší hodnoty. Je to mezioperační žihání. Následuje finální dokončení nástroje. [2]

U výkovků složitě tvaru dochází k různému stupni prokování v celém objemu výkovku, a tedy i k nestejnorodosti struktury. K tomu dochází i při různé rychlosti ochlazování jednotlivých částí výrobku. Pro sjednocení struktury se používá normalizační žihání. [2]

6.4 Kalení

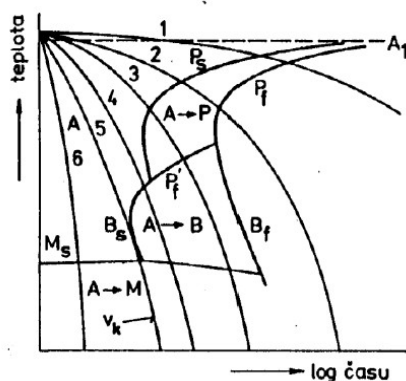
Kalením a následným popouštěním dosahujeme finální a velmi vysoké tvrdosti nástroje. Před kalením je třeba výrobek ohřát na austenitizační teplotu. Ta musí být zvolena tak, aby došlo k dostatečnému obohacení austenitu uhlíkem a legurami, které tvořily s tímto uhlíkem před ohřátím karbidy. Kalící teploty se liší podle chemického složení. Pohybují se mezi 30-80°C nad teplotou $Ac_{1,2}$ u nadeutektoidních ocelí, nebo Ac_3 v případě podeutektoidních ocelí. Ohřev výrobku je třeba provést pozvolně a rovnoměrně, aby nedošlo k deformacím. [2]

Po ohřevu následuje ochlazení pod teplotu M_s nadkritickou rychlostí. To probíhá podle chemického složení, resp. dle IRA nebo ARA diagramu dané oceli, na vzduchu,

ve vodě, v oleji, nebo v solné lázni. Pokud bude rychlost ochlazování příliš vysoká, dojde k nadměrným deformacím a velkému vnitřnímu pnutí, případně ke vzniku kalických trhlin. Aby byl zajištěn dokonalý styk výrobku s kalícím médiem v průběhu kalení, je třeba pohybovat s výrobkem, nebo provádět cirkulaci ochlazovacího prostředí, aby se v místě styku kalícího média a výrobku nevytvořil rovnoměrný plynový polštář, který by zpomalil přestup tepla z výrobku do kalícího média. [2]

Rychlé ochlazování je prováděno, aby uhlík, a v případě rychlořezných ocelí také legury rozpuštěné v austenitu, z austenitu nestihly difundovat. Tím vzniká martenzit. Vlivem legur obsažených v martenzitu se zvyšuje stabilita martenzitu za vyšších teplot a tedy i odolnost proti popouštění. [7]

Na ARA diagramu (Obr. 9) je označena křivka začátku vzniku martenzitu označena M_S - martenzit start. M_F - martenzit finish je definována teplota, pod kterou již neprobíhá martenzitická transformace a ve struktuře je minimální podíl zbytkového austenitu. Křivka P_s značí začátek perlitické přeměny a křivka P_f její konec. [7]



Obr. 9 – ARA diagram [2]

Křivky B_S a B_F značí hranice bainit start a bainit finish. Při této transformaci je částečně umožněna difuze uhlíku a dochází k bainitické přeměně (viz. Tab. 9). Austenit je tak ochuzen o určité množství uhlíku. Tím se zvýší teplota M_S nad aktuální teplotu oceli. [7]

Požadovaných kombinací těchto struktur se dosahuje různými způsoby kalení. Martenzitické kalení do studené lázně se provádí do vody, oleje, nebo na vzduchu. Je technologicky nenáročné a relativně levné. Nevýhodou je vzniku vysoké úrovně vnitřního pnutí. Tomu lze zamezit lomeným (přerušovaným) kalením. To se provádí prudkým ochlazením těsně nad teplotu M_S , čímž se zamezí perlitické přeměně. Následně se rychlost ochlazování sníží přesunutím výrobku do jiného kalícího média a nechá se doběhnout martenzitická přeměna. Termální kalení se používá při kalení legovaných ocelí, nebo tvarově složitých výrobků. Spočívá v dostatečné výdrži těsně nad teplotou M_S , aby došlo k vyrovnání teplot mezi středem a povrchem výrobku a potlačilo se tak teplotní pnutí již před kalením. Izotermické zušlechťování je podobné termálnímu kalení s tím rozdílem, že jeho cílem je vznik bainitické struktury. To se provádí rychlým ochlazením a následnou výdrží na teplotě bainitické přeměny. [1]

6.5 Popouštění

Účelem popouštění je snížit příliš vysokou tvrdost a křehkost zakaleného

výrobku. Mělo by následovat hned po kalení. Průběh popouštění se skládá z ohřevu pod teplotou A_{c1} , výdrže a následného ochlazování správnou rychlostí. [1]

Popouštění při nízkých teplotách – napouštění, se provádí běžně za teplot 100-300°C. V případě vysokolegovaných nástrojových ocelí však až na teplotě 600°C. U nástrojů se provádí kvůli snížení obsahu zbytkového austenitu, stabilizaci rozměrů a snížení vnitřního pnutí. [1]

Popouštění, až probíhá za nízkých teplot, ovlivňuje nejen matici, ale také karbidy. V první fázi popouštění přibližně do teploty 200°C dochází k popouštění martenzitu. Vzniká kubický martenzit, což snižuje vnitřní pnutí. V druhé fázi, mezi 200-300°C, dochází k rozpadu zbytkového austenitu v bainitickou strukturu. Třetí fázi doprovází vznik α -feritu. Nad teplotou 400°C s tyčinky cementitu rozpouštějí a transformují se do jemných kulovitých zrn. Feriticko-cementická struktura se nazývá sorbit. Při čtvrté fázi v případě vysokolegovaných rychlořezných ocelí dochází k obohacování cementitu legujícími prvky nebo ke vzniku komplexních karbidů. Na rozdíl od nízkolegovaných ocelí dochází u rychlořezných ocelí ke zvýšení tvrdosti kvůli precipitaci jemných karbidů. Tento jev se nazývá sekundární tvrdost. [7]

7 Metalografie, kvantitativní metody a automatizovaná obrazová analýza

7.1 Metalografie

Metalografie je nauka pojednávající o vnitřní stavbě kovů a slitin. Umožňuje zjišťovat souvislosti mezi strukturou materiálu a jeho vlastnostmi. Cílem je zviditelnění makrostruktury, či mikrostruktury materiálů. Přípravuje se tzv. Metalografický výbrus.

Příprava metalografického výbrusu začíná odběrem vzorku. Následně se vzorek zaleje, nebo zalisuje do umělé hmoty, aby se s ním lépe manipulovalo. V případě, že je vzorek připravován pro pozorování elektronovým řádkovacím mikroskopem, je nutné, aby tato hmota byla elektricky vodivá. Hlavní požadavkem na metalografický výbrus je rovinnost zkoumaného povrchu. Toho se dosahuje broušením a následným leštěním.

Pozorování makrostruktury lze provádět pouhým okem, nebo při zvětšení až 50x. Makrostrukturu vyvoláváme při pozorování hrubých licích vad, vad ve svarech, nebo průběhu deformačních vláken v případě tvářených součástí. Mikrostruktura je pozorovatelná pouze ve světelných nebo elektronových mikroskopech. Tyto přístroje mají zvětšení od 50x až 1000x v případě světelného mikroskopu. Větší zvětšení poskytuje řádkovací elektronový mikroskop ŘEM se zvětšením řádově 10 až 10^5 . V našem případě byla využita světelná i elektronová mikroskopie. [10]

7.1.1 Světelná mikroskopie

Světelný mikroskop je tvořen dvěma soustavami čoček, a to okulárem a objektivem. Hlavním parametrem mikroskopu je jeho rozlišovací schopnost. Omezuje užitečné zvětšení mikroskopu. Je dána vzdáleností dvou bodů, které jsou od sebe zřetelně odlišitelné. [9]

Soustava čoček ohýbá světlo odražené od povrchu zkoumaného vzorku a v objektivu zobrazuje zvětšený obraz. V případě standardního zobrazení pomocí světelného pole se v objektivu jeví vystouplé části naleptané struktury jako světlé a více naleptané čisti struktury jako tmavé. [9]

7.1.2 Elektronová mikroskopie

Elektronový mikroskop využívá k zobrazení struktury, na rozdíl od světelného mikroskopu, který využívá svazek světelných paprsků, svazek elektronů, díky čemuž má oproti světelnému mikroskopu mnohem větší rozlišovací schopnost. K analýze struktury lze využít řádkovací elektronový mikroskop, který využívá koordinovaného pohybu svazku elektronů po zkoumaném vzorku. Přijímací senzor může zachycovat odražené elektrony, nebo sekundární emitované elektrony. [9]

Řádkovací elektronový mikroskop může být vybaven technologií EDX tzn. energetickým disperzním rentgenovým spektrometrem. Ten se využívá k měření chemického složení materiálu, nebo konkrétní strukturní fáze, metoda využívá svazku nabitých částic. Následně se měření jejich energie.[10]

Výstupem měření systémem EDX je sloupcový graf četnosti elektronů o dané energii. Píky grafu jsou na základě jejich vlnové délky, která odpovídá rozdílům energií vazebných elektronů a je charakteristická pro jednotlivé prvky, interpretovány jako přítomnost daného prvku v měřené oblasti. [10]

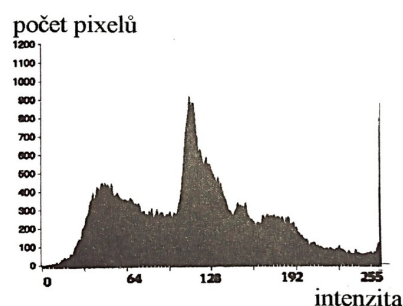
7.2 Kvantitativní metody metalografie

Kvantitativní metalografie stanovuje množství jednotlivých fází ve struktuře. Využívá stereologii, tj. matematická metodika, která převede obraz získaný pozorováním a proměřením útvarů v rovině metalografického na tvar a rozměry prostorové. Kvantitativní i automatizovaná kvantitativní metalografie se skládá ze čtyř kroků. Sejmутí obrazu – digitalizace, zpracování obrazu – segmentace, měření – za využití stereologie. [1]

7.2.1 Digitalizace obrazu

Výstup získaný ze světelného nebo elektronového mikroskopu je analogový obraz se spojitou změnou intenzity. Ten je dále snímán digitální kamerou, která převede hodnotu intenzity každého pixelu na číslo. K digitalizaci obrazu se dnes využívá digitálních kamer, které jsou připojeny k mikroskopu a v případě světelného mikroskopu je obraz z objektivu pomocí soustavy čoček a hranolů přiveden přímo na senzor kamery. [9]

Celkovou informaci o digitálním obrazu popisuje histogram (Obr. 10). Sloupcový graf, který popisuje počet pixelů v závislosti na intenzitě. Používá se při nastavování podmínek pro snímání a při změně jasu. Histogram obsahuje minima a maxima jejichž intenzita může odpovídat právě hledaným objektům. V histogramu je také zachycen šum. Ten lze odstranit vyhlazením histogramu průměrováním sousedních polí. [9]



Obr. 10 – Histogram [9]

7.2.2 Segmentace obrazu

Segmentace slouží k nalezení a rozdělení jednotlivých objektů ve struktuře. Nejjednodušším segmentačním postupem je prahování. Prahování transformuje vstupní obraz na binární, tedy do podoby 1 a 0, kdy 1 = objekt a 0 = pozadí, což usnadňuje kvantitativní hodnocení obrazu. [17]

Pro automatizaci segmentace je potřeba vhodně připravit zkoumaný vzorek a zvolit vhodnou metodu pozorování, aby byly zřetelně rozlišitelné zkoumané objekty od pozadí. Pokud tomu tak není, je třeba prahování provádět ručně. Pro lepší rozlišitelnosti zkoumaných částic lze provést úpravu digitálního obrazu. K tomu se využívají matematické operace, které transformují intenzitu a jas obrazu. [10]

7.2.3 Stereologie

Stereologie trojrozměrně interpretuje dvourozměrný obraz průřezu materiálu. Kvantitativně hodnotí mikrostrukturu pozorovaných objektů. Vhodné zvolení

kvantitativní charakteristiky struktury umožňuje dání do souvislosti mechanické a technologické vlastnosti materiálů. [10]

Zvolené charakteristiky mikrostruktury jsou tyto:

Stanovení četnosti strukturních útvarů – Rozdělení počtu strukturních útvarů podle velikosti, nebo-li četnost se určuje opět pomocí binárního obrazu, kdy se určuje množství částic se stejným parametrem. Tím může být např.: plošný obsah, průměr, nebo ekvivalentní průměr. Výstupem z tohoto měření bývá sloupcový graf [10]

Plošný podíl – ke zjištění plošného podílu fází využíváme plošnou analýzu. Ta se v minulosti prováděla přiložením čtvercové sítě na snímek a určením počtu čtverců, které jsou úplně, nebo částečně vyplněny obrazem popisované fáze. V dnešní době se využívá binárního obrazu, kdy počítačový program sečte počet pixelů binárního obrazu a díky tomu, že známe plochu, kterou vyjadřuje jeden pixel, spočte plošný podíl. [9]

Stanovení velikosti zrna – O stanovení velikosti zrn pojednává norma ISO 643:2012. Ke stanovení velikosti původního austenitického zrna použijeme lineární průsečkovou metodu. Do snímku struktury se vloží měřící obrazce, kterými mohou být úsečky ve třech směrech nebo kružnice nebo kombinace obou. Dále se spočte množství zrn které jsou protínány měřícími obrazci. Takto získané hodnoty se následně přepočtou dle normy na střední průměr zrna, nebo průměrný počet úseků na milimetr měřící čáry. Nakonec se vyjádří číslo velikosti zrna G. [11]

Ekvivalentní průměr – Ekvivalentní průměr částice je hodnota průměru kruhu, jehož plocha je totožná s plochou měřené částice.

Kruhovitost – nabývá hodnoty od 0 do 1, kdy hodnota 1 značí kruhový tvar a 0 nekruhový. Je to podíl obvodu kruhu odpovídajícího obsahu a obvodu měřené částice.

Součinitel tvaru – Součinitel tvaru je bezrozměrná veličina, která popisuje rozdíl tvaru zkoumaného prvku od ideálního, Pokud volíme jako ideální tvar kruh, tak k výpočtu součinitele tvaru se využívá vzorec:

$$f = \frac{4\pi A}{L^2} ,$$

kde L je obvod měřené částice a A její obsah. Hodnota součinitele tvaru se pohybuje mezi hodnotami $\langle 0,1 \rangle$. Čím nižší je hodnota tvarového součinitele částice, tím více se tvar částice liší od ideálního tvaru.[15]

7.3 Automatizovaná obrazová analýza

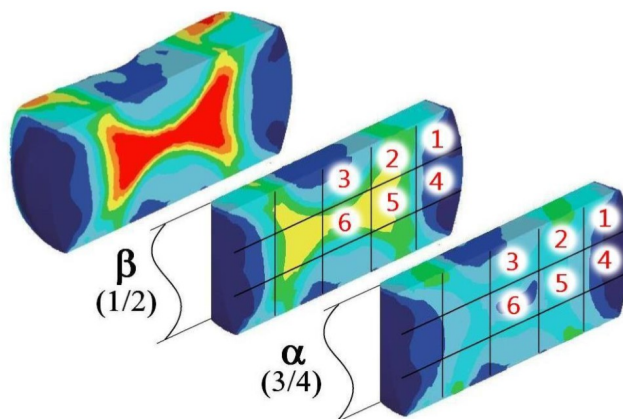
Pro získání velkého množství dat je vhodné výše uvedené procesy automatizovat. K tomu slouží specializované softwary. Příkladem může být software NIS-Elements, který je vyvíjen v ČR firmou Laboratory Imaging s.r.o. Tento software byl použit při měření prováděných v této práci.

Automatizovanému měření předchází nastavení parametrů, se kterými má software pracovat. To se provádí vymezením intervalů ve kterých se má právě hledaný parametr pohybovat. V případě hledání strukturních fází může být parametrem, který odlišuje jednotlivé fáze intenzita, tvar, nebo barva. S ohledem na tyto parametry je třeba vhodně připravit metalografický výbrus a zvolit vhodný způsob snímání. Aby byla automatizace úspěšná, musíme dosáhnout velkého barevného, nebo intenzitního kontrastu mezi hledanou fází a pozadím. Pokud se to nepodaří, software není schopen správně rozeznat hledanou fází od pozadí.

Experimentální část

8 Příprava vzorků pro strukturní analýzu

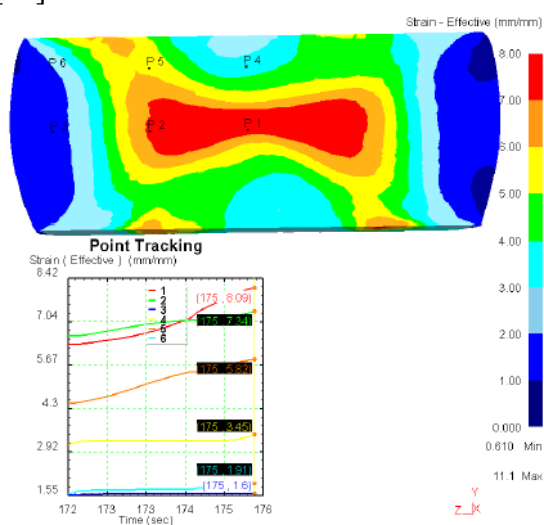
Pro odběr vzorků z jednotlivých míst polotovaru na základě stupně deformace byl polotovaz rozdelen do několika oblastí (viz Obr. 11), díky jimž je možné analyzovat mikrostrukturu v celém vzorku.



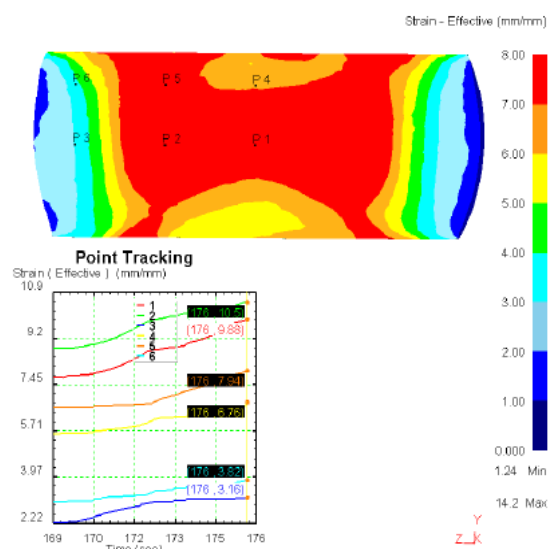
Obr. 11 – Místo odběru vzorků [16]

Pro strukturní analýzu byly vybrány oblasti 6 a 4 v rovině β , která prochází osou polotovaru. Důvodem výběru těchto míst byl velký rozdíl mezi hodnotou efektivní deformace ve středu a na okrajích polotovaru. Dle simulace ze softwaru DEFORM je největší rozdíl v průřezu 2x pýchovaného polotovaru (viz Obr. 12). To by mohlo zapříčinit vnik nežádoucí heterogenity v mikrostruktuře polotovaru. Řešením by mohlo být použití 3x pýchovaného polotovaru, kde je dle simulace stupeň deformace homogenní téměř v celém průřezu (viz Obr. 13).

Stupeň prokování polotovarů dle plzeňských kováren v případě 2x pýchovaného polotovaru byl 6,08 a 3x pýchovaného polotovaru 17,34. Dle Elfmaka pak 4,93 a 11,24. [16]



Obr. 12 – 2x pých., řez v rovině β [16]



Obr. 13 – 3x pých., řez v rovině β [16]

8.1 Příprava metalografického výbrusu

Před zkoumáním mikrostruktury je potřeba připravit metalografický výbrus. Pro přípravu vzorků byl použit spotřební materiál firmy Struers. Vzorky byly rozřezány na kotoučové pile Discotom - 6 a následně zalisovány v metalografickém lisu Citopress 10 do pryskyřice, kterou výrobce označuje jako MultiFast Black. Tuto pryskyřici lze použít i v případě přípravy výbrusu pro elektronový mikroskop, protože je elektricky vodivá. Po zalisování jsou vzorky připraveny k broušení a leštění. K tomu byla použita metalografická bruska/leštička Tegramin - 20. K přípravě všech vzorků byly použity brusné kotouče v pořadí MD-Piano 120, MD-Piano 220, MD-Piano 500, MD-Piano 1200, MD-Allergo s diamantovou suspenzí 9 μm . Leštění bylo prováděno na leštících kotoučích MD-Mol s diamantovou suspenzí 3 a 1 μm .

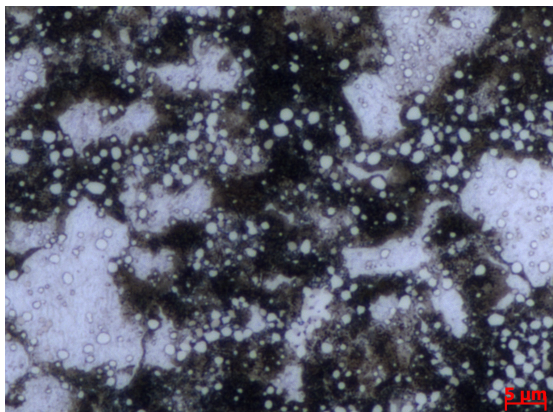
8.2 Zviditelnění a snímání mikrostruktury

Snímky pro popis mikrostruktury byly pořízeny světelným mikroskopem v režimu světlého pole a všechny zkoumané vzorky byly leptány činidlem Villela-Bain.

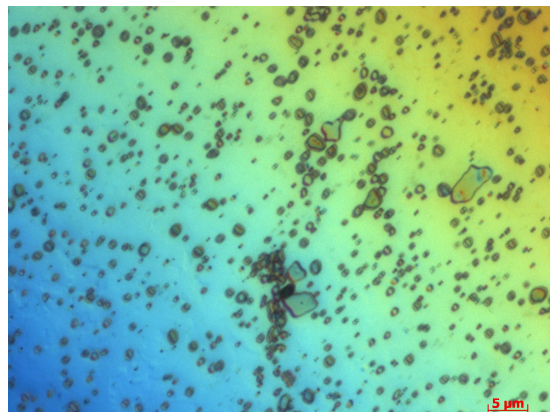
Dále v průběhu experimentu bylo usilováno o výběr nejvhodnější metody zviditelnění a snímání mikrostruktury pro automatizovanou analýzu karbidické fáze a původního austenitického zrna.

8.2.1 Karbidická fáze

Pro zviditelnění karbidické fáze ve struktuře bylo použito leptací činidlo Villela-Bain. V kombinaci se snímáním pomocí světelného mikroskopu v režimu světlého (viz Obr. 14) i tmavého pole to však neposkytlo uspokojivé výsledky při snaze o automatizaci prahování. To bylo zapříčiněno nízkým kontrastem karbidické fáze vůči matici. Pro zvýšení kontrastu bylo také odzkoušeno leptadlo Murakami s využitím zobrazovacího režimu DIC (Obr. 15). To však problém nevyřešilo. [17]

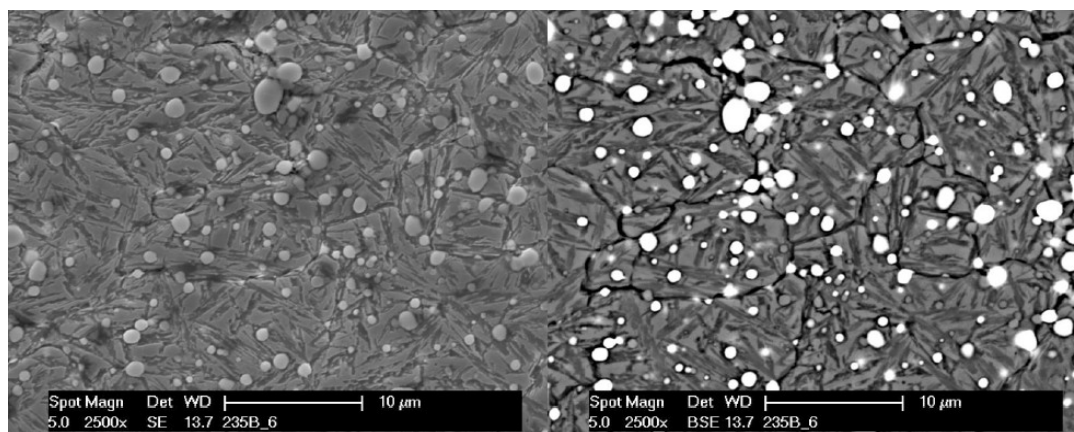


Obr. 14– Ocel 19 830, Villela-Bain



Obr. 15 – Ocel 19 830, Murakami [17]

Jako nejlepší způsob snímání pro vyhodnocení karbidické fáze se ukázalo použití ŘEM – řádkovacího elektronového mikroskopu v režimu BSE – snímání zpětně odražených elektronů (viz Obr. 16, vpravo). Odzkoušen byl také režim SE – snímání sekundárních elektronů (viz Obr. 16, vlevo). Ten však nenabídne vysoký kontrast, ale spíše zvýrazní topografii mikrostruktury. [17]



Obr. 16 – Snímky z elektronového mikroskopu, režim SE (vlevo), režim BSE (vpravo)
[13]

Po nalezení vhodného způsobu snímání bylo nutné vybrat vhodné zvětšení. Při malém zvětšení bylo zachyceno velké množství karbidů, ale automatizace prahování nebyla dobře proveditelná a nebylo možné měřit drobné karbidy, kvůli nízkému kontrastu vůči matici. Norma ISO 16 232-7 určuje jak velké částice je možno analyzovat v závislosti na rozlišení a velikosti snímku. Dle normy lze částici měřit, pokud je na snímku vyobrazena minimálně 5ti pixely. Pokud je částice vyobrazena méně pixely, můžeme konstatovat, že je přítomná ve struktuře, ale nelze ji změřit. [18]

Byla tedy zvolena dvě zvětšení. Zvětšení 2000x s kalibrací 0,04 µm/pixel, kde je možné měřit částice od 200 nm a 3500x s kalibrací 0,02 µm/pixel, kde je možné měřit částice od 100 nm. [17]

8.2.2 Zrno

Kvůli komplexnosti matrice rychlořezné nástrojové oceli bylo obtížné vyvolat hranice zrn. V případě, že byla matrice zakalená v celém průřezu, což mohlo být zapříčiněno netěsností pece, bylo s úspěchem použito leptací činidlo Nital. V případě vzorků, kde byla matrice komplexní, protože nedošlo k zakalení během tváření, obsahovala martenzit, bainit a perlit bylo použito leptadlo, doporučené normou ČSN EN ISO 643 (42 0462) Ocel - Mikrografické stanovení velikosti zrn, připraveno z nasyceného vodného roztoku kyseliny pikrové a akylsulfonátu sodného v poměru 5 : 1 zahřátého na 60°C. V případě snahy o vyvolání primárního austenitického zrna u vzorku válcované a žíhané oceli 19 830 (výchozí stav) nefungovalo žádné z výše uvedených leptadel. Problém byl vyřešen zakalením matrice a následným požitím leptadla Nital.

Kalení vzorku předcházelo ohřev na kalící teplotu. Při ohřevu v peci byly nastaveny tři prodlevy, a to při 580°C na 15 minut, 880°C na 10 minut a na kalící teplotě 1220°C 2 minuty. Následně byl vzorek kalen v oleje. Celý průběh ohřevu viz Obr. 17.



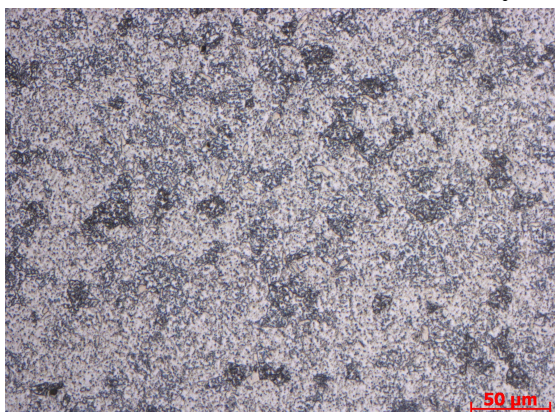
Obr. 17 – Výchozí stav, ohřev na kalící teplotu

Volba zvětšení pro měření velikosti zrna je stanovena normou ISO 643:2012, kde celkové množství měřených částic musí být více jak 50. Stejně měření bylo voleno i u měření součinitele tvaru zrn.

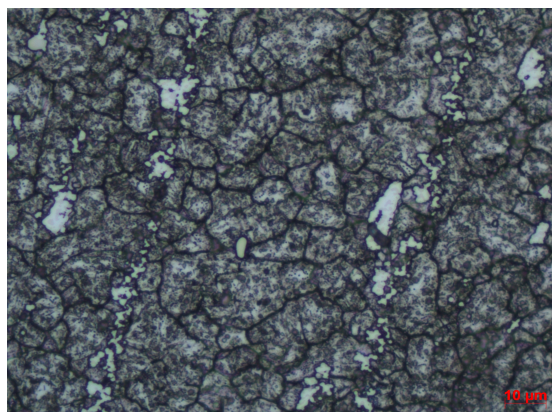
9 Obrazová analýza

9.1 Popis mikrostruktur zkoumaných vzorků

Výchozí stav



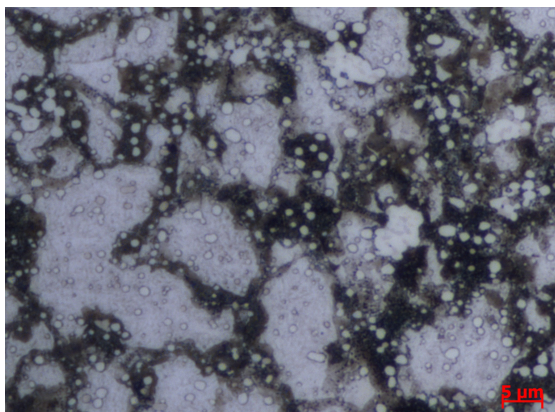
Obr. 18– Výchozí stav , žiháno, zv. 200x



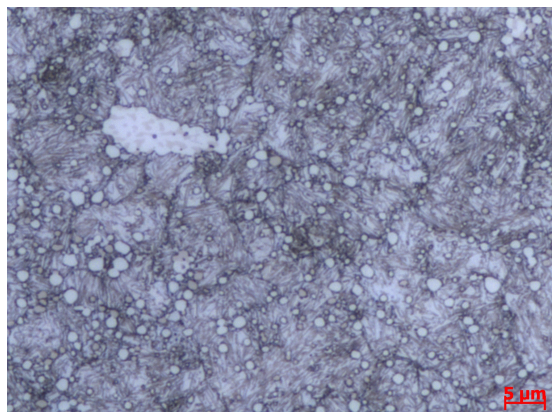
Obr. 19 – Výchozí stav, kaleno, zv. 500x

Na Obr. 18 vidíme mikrostrukturu výchozího stavu po žihání. Matrice je tvořena legovaným feritem a legovaným perlitem (tmavší oblasti). Na snímku vpravo vidíme mikrostrukturu výchozího stavu po zakalení. Matrice je tvořena martenzitem a zbytkovým austenitem. Karbidy se během tepelného zpracování vyřádkovaly. Tvrdost žihaného vzorku byla 232 HV_{0,2} [16]

Pěchováno, oblast 6



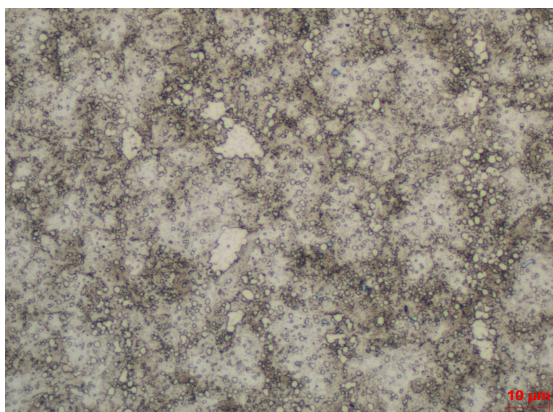
Obr. 20 – 2x pěchováno, zv. 1000x



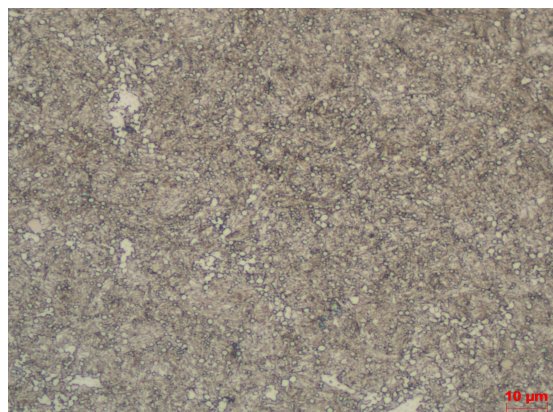
Obr. 21 – 3x pěchováno, zv. 1000x

V mikrostruktuře dvakrát pěchovaného vzorku 19830 (Obr. 20) jsou výrazné karbidy a bílé ostrůvky v matrici, které jsou pravděpodobně tvořeny bainitem. Matrice je tvořena perlitem a zbytkovým austenitem. U třikrát pěchovaného vzorku 19830 (Obr. 21) došlo k zakalení matrice. Můžeme pozorovat karbidy v matrici tvořené martenzitem a zbytkový austenitem. Tvrdost dvakrát pěchovaného vzorku v oblasti šest byla 498 ± 4 HV_{0,2}. Tvrdost třikrát pěchovaného vzorku v oblasti šest byla 600 ± 4 HV_{0,2} [16]

Pěchováno, oblast 4



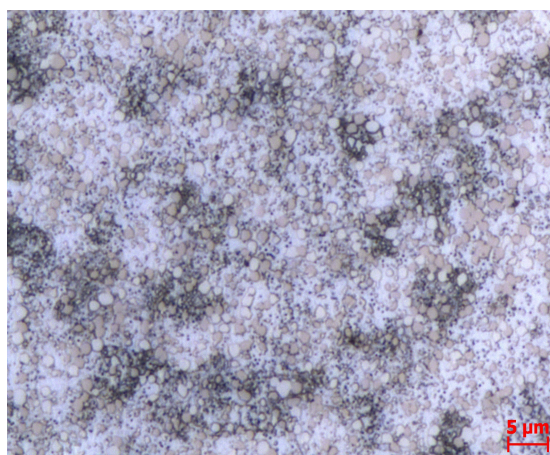
Obr. 22 – 2x pěchováno, zv. 1000x



Obr. 23 – 3x pěchováno, zv. 1000x

Na snímcích oblasti 4 můžeme vidět rozdíl ve homogenitě matrice a ve velikosti a rozložení karbidů. V případě dvakrát pěchovaného vzorku se v mikrostruktuře vyskytují významné shluky a řádky karbidů. Tvrdost dvakrát pěchovaného vzorku v oblasti čtyři byla 457 ± 8 HV_{0,2}. Tvrdost třikrát pěchovaného vzorku v oblasti čtyři byla 562 ± 11 HV_{0,2}. [16]

ASP 2052



Obr. 24 - APS 2052, zvětšení 1000x

Na snímku mikrostruktury práškové oceli ASP2052 lze vidět rovnoměrně rozložené karbidy ve feritické matrici. Leptáním se nepodařilo vyvolat hranice zrna. Tvrdost $314 \pm 16,4$ HV₁. [13]

9.2 Prahování

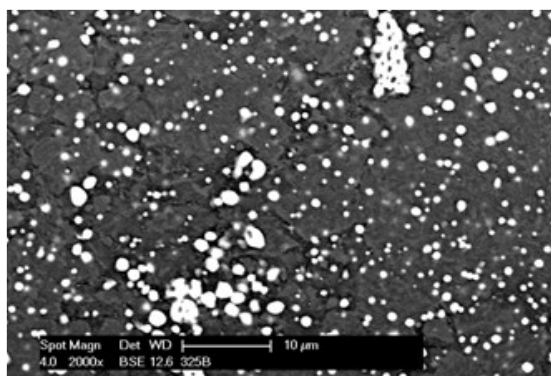
V případě prahování karbidů byly použity snímky z elektronového mikroskopu v režimu BSE. Toto prahování šlo snadno automatizovat, díky vysokému kontrastu prahovaných karbidů vůči matrici. V případě prahování zrna byly použity snímky získané světelným mikroskopem v režimu světlého pole. Zde bylo potřeba, kvůli komplexnosti mikrostruktury provádět prahování manuálně.

9.3 Hodnocení karbidické fáze

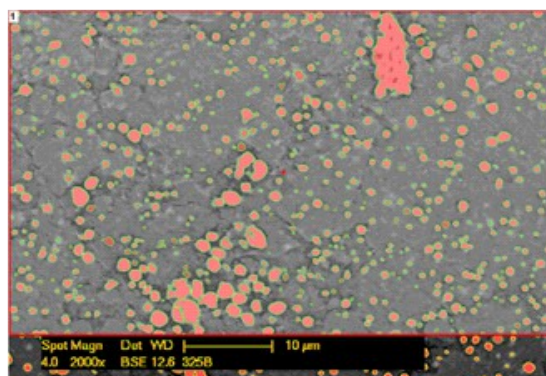
Měření bylo prováděno v případě zvětšení 2000x na 15 snímcích, přičemž celková měřená plocha činila $34800 \mu\text{m}^2$. V případě zvětšení 3500x bylo měřeno 10 snímků, přičemž celková měřená plocha činila $7340 \mu\text{m}^2$. Pro srovnání byla měřena četnost karbidů u práškové nástrojové rychlořezné oceli ASP 2052. Toto měření provedeno před úplnou optimalizací metody snímání mikrostruktury pro měření četnosti karbidů. Bylo tedy prováděno manuálně na pěti snímcích při zvětšení 1000x. Na každém snímku byla vyznačena měřená oblast o velikosti $40 \times 40 \mu\text{m}$. Celková měřená oblast byla $8000 \mu\text{m}^2$.

Na obrázcích níže můžeme vidět, jak vypadá snímek mikrostruktury před a po provedení prahování. Na takto připravených snímcích probíhalo měření četnosti karbidu a plošného podílu karbidů vůči matici. Níže můžeme vidět histogramy četnosti ekvivalentního průměru karbidů.

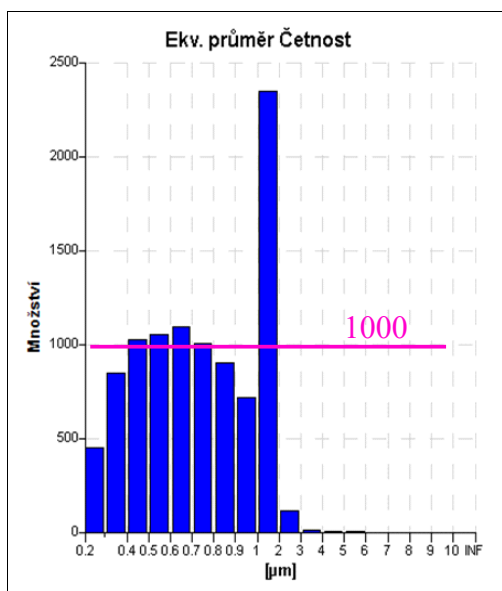
2x pēchováno, oblast 6



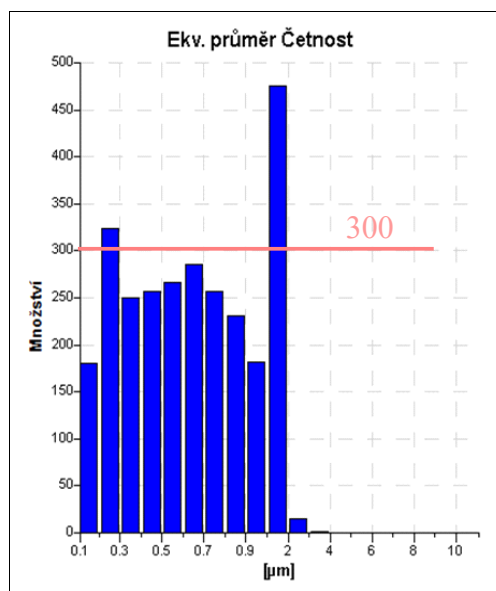
Obr. 25 – 2x pēch., zv. 2000x



Obr. 26 – 2x pēch., zv. 2000x, prahováno



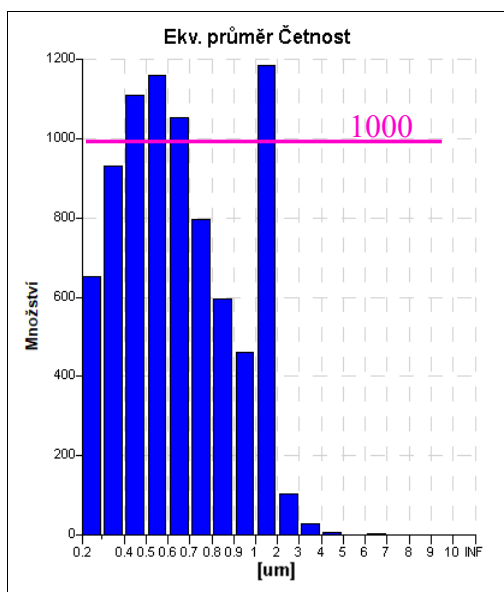
Obr. 27 - Četnost karbidů, zv. 2000x



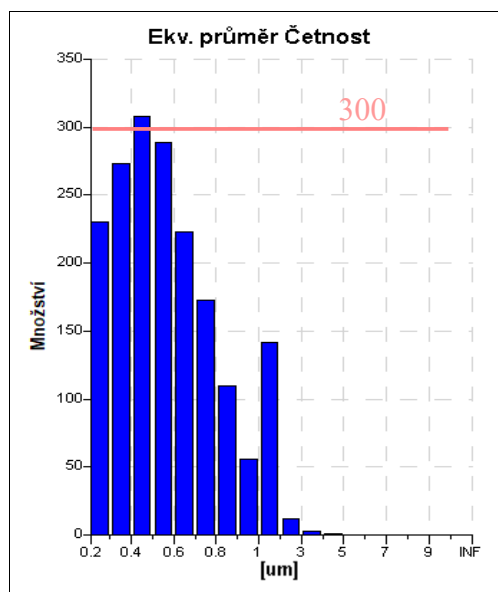
Obr. 28 - Četnost karbidů, zv. 3500x

V této oblasti byla hodnota efektivní deformace 8,09 [16]. Naměřený plošný podíl při měření snímků se zvětšením 2000x byl $18,9 \pm 3,4$ %. V případě zvětšení 3500x bylo naměřeno $17,7 \pm 4,1$ %. V obou případech měly největší zastoupení v mikrostruktuře karbidy spadající svým ekvivalentním průměrem do třídy 1 – 2 μm.

2x pēchováno, oblast 4



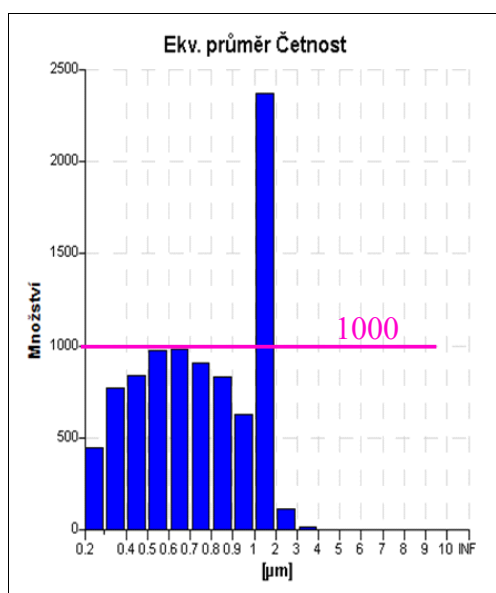
Obr. 29 - Četnost karbidů, zv. 2000x



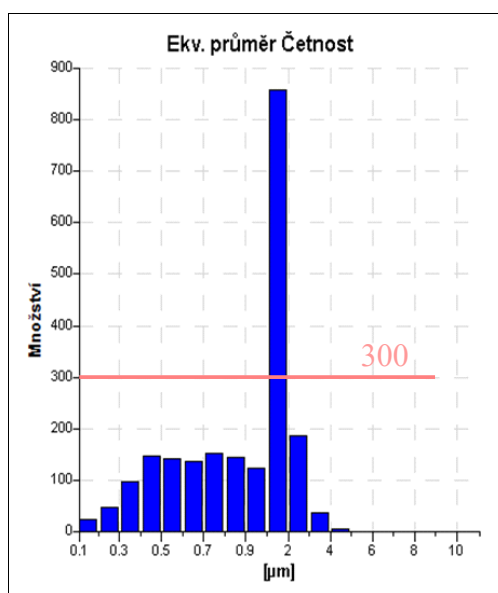
Obr. 30 - Četnost karbidů, zv. 3500x

V této oblasti byla hodnota efektivní deformace 1,60 [16]. Naměřený plošný podíl při měření snímků se zvětšením 2000x byl $13,4 \pm 5,4$ %. V případě zvětšení 3500x bylo naměřeno $12,1 \pm 3,6$ %. Největší zastoupení v mikrostruktuře měly v případě měření snímků se zvětšením 2000x karbidy spadající svým ekvivalentním průměrem do třídy 1 – 2 μm. V případě měření snímků se zvětšením 3500x měly největší zastoupení karbidy spadající svým ekvivalentním průměrem do třídy 0,4 – 0,5 μm.

3x pēchováno, oblast 6



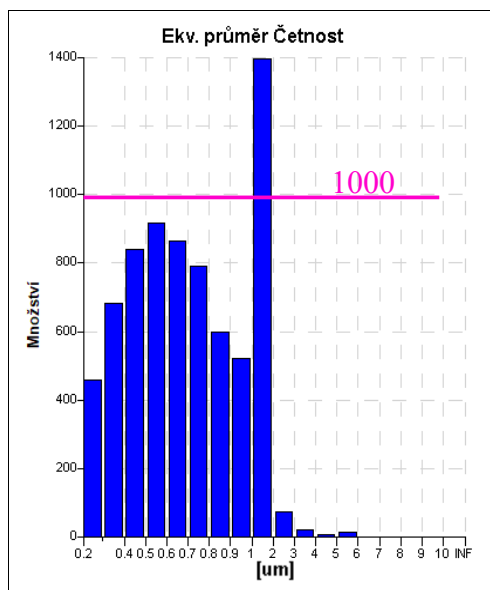
Obr. 31 - Četnost karbidů, zv. 2000x



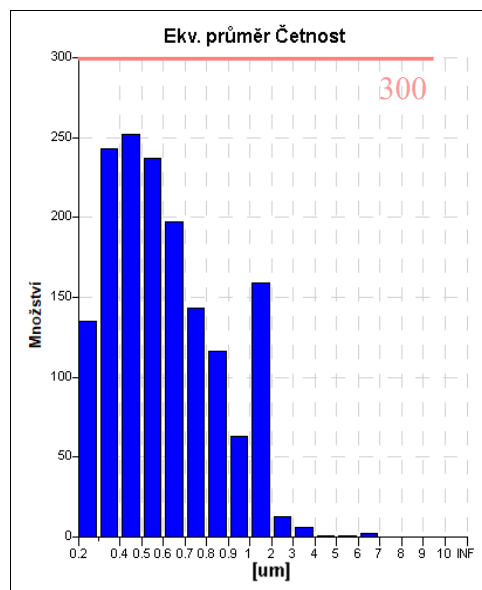
Obr. 32 - Četnost karbidů, zv. 3500x

V této oblasti byla hodnota efektivní deformace 9,88 [16]. Naměřený plošný podíl při měření snímků se zvětšením 2000x byl $17,4 \pm 3,1$ %. V případě zvětšení 3500x bylo naměřeno $16,3 \pm 3,8$ %. V obou případech měly největší zastoupení v mikrostruktuře karbidy spadající svým ekvivalentním průměrem do třídy 1 – 2 μm . Tyto hodnoty se shodují s výsledky měření 2x pěchovaného vzorku z oblasti 6.

3x pěchováno, oblast 4



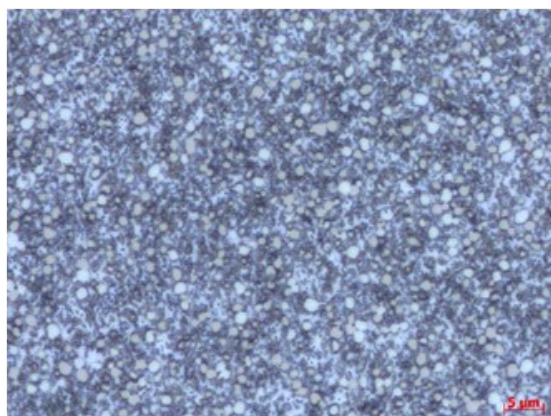
Obr. 33 - Četnost karbidů, zv. 2000x



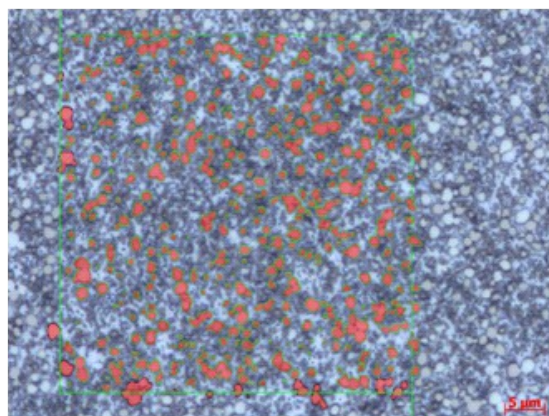
Obr. 34 - Četnost karbidů, zv. 3500x

V této oblasti byla hodnota efektivní deformace 3,16 [16]. Naměřený plošný podíl při měření snímků se zvětšením 2000x byl $14,6 \pm 4,7$ %. V případě zvětšení 3500x bylo naměřeno $15,2 \pm 4,5$ %. Největší zastoupení v mikrostruktuře měly v případě měření snímků se zvětšením 2000x karbidy spadající svým ekvivalentním průměrem do třídy 1 – 2 μm . V případě měření snímků se zvětšením 3500x, měly největší zastoupení karbidy spadající svým ekvivalentním průměrem do třídy 0,4 – 0,5 μm . Tyto hodnoty se shodují s výsledky měření 2x pěchovaného vzorku z oblasti 4.

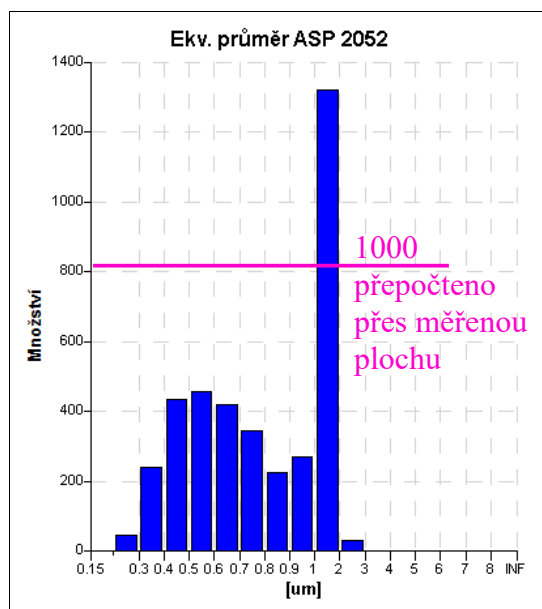
ASP 2052



Obr. 35 – ASP 2052, zv. 2000X



Obr. 36 – ASP 2052, zv. 2000x, prahovaný



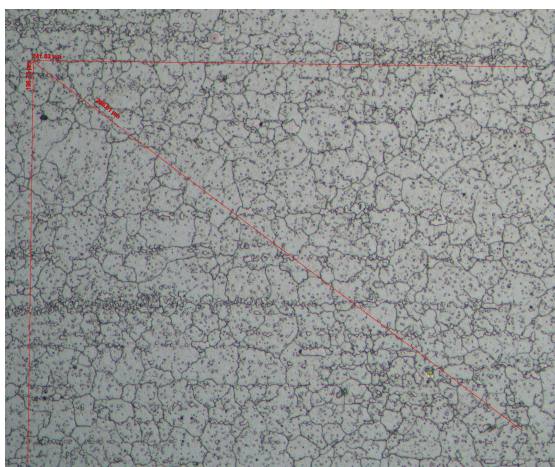
Obr. 37 - Četnost karbidů, zv. 1000x

Naměřený plošný podíl karbidů byl 13,43 %. Největší zastoupení v mikrostruktuře měly karbidy spadající svým ekvivalentním průměrem do třídy 1 – 2 μm stejně jako v případě 2x i 3x petchovaného vzorku v oblasti 6.

9.4 Velikost zrna

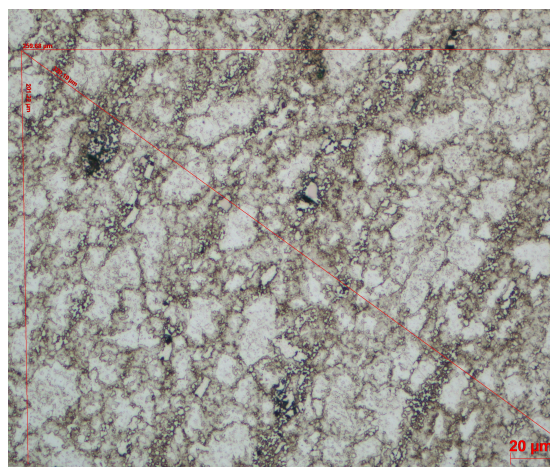
Velikost zrna byla měřena proložení snímku mikrostruktury měřicími úsečkami ve třech směrech. Měření bylo provedeno vždy na pěti snímcích. Měřeny byly všechny pēchované vzorky, aby bylo možné pozorovat, jak se velikost zrna mění v závislosti na poloze ve tvářeném polotovaru. Pro porovnání bylo měření provedeno také na oceli 19 830 ve výchozím stavu před kováním. Tedy ve stavu. Kdy byl materiál válcován a následně žihán.

Výchozí stav



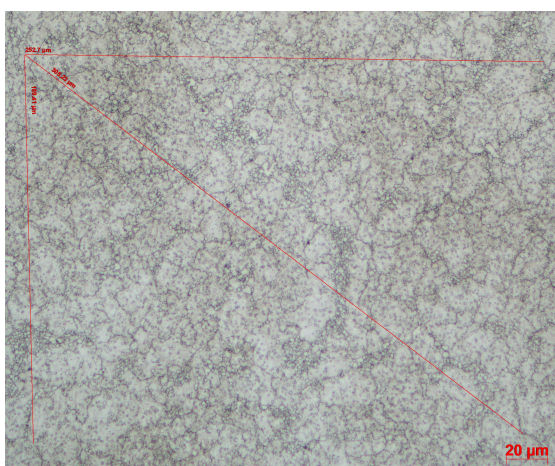
Obr. 38 – Zrno, výchozí, pod., zv. 200x

2x pēchováno, oblast 4



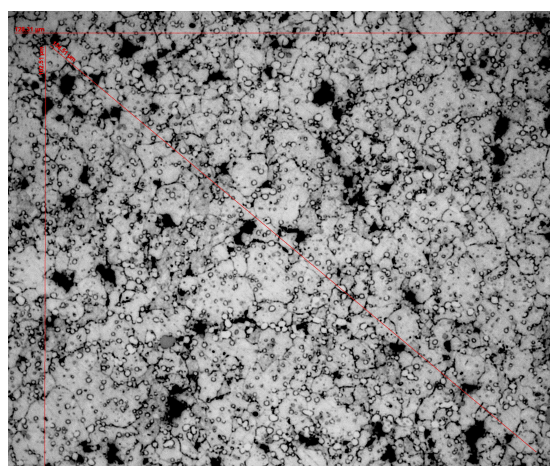
Obr. 39 - Zrno, 2x pēch., př., zv. 200x

3x pēchováno, oblast 4



Obr. 40 – Zrno, 3x pēch., pod., zv. 500x

3x pēchováno, oblast 6



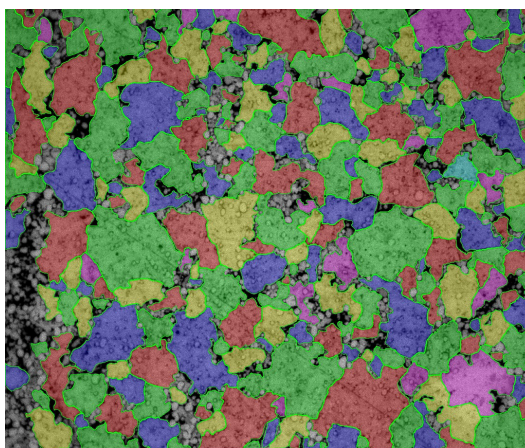
Obr. 41 – Zrno, 3x pēch., př., zv. 500x

Výsledkem měření velikosti zrna výchozího stavu je G9. V oblasti 4 u 2x pēchovaného vzorku, který je málo prokovaný nedošlo k žádnému zjemnění zrna. Byla naměřena hodnota G9. Dále se se zvyšujícím stupněm efektivní deformace zvyšoval i

stupeň velikosti zrna. V oblasti 4 bylo naměřeno G9-10 a v nejméně prokované oblasti 6 G 11. Se zvyšujícím se stupněm velikosti zrna se zlepšují mechanické vlastnosti materiálu. Proto se 2x pēchovaný polotovár může ukázat jako nevyhovující pro výrobu obráběcího nástroje.

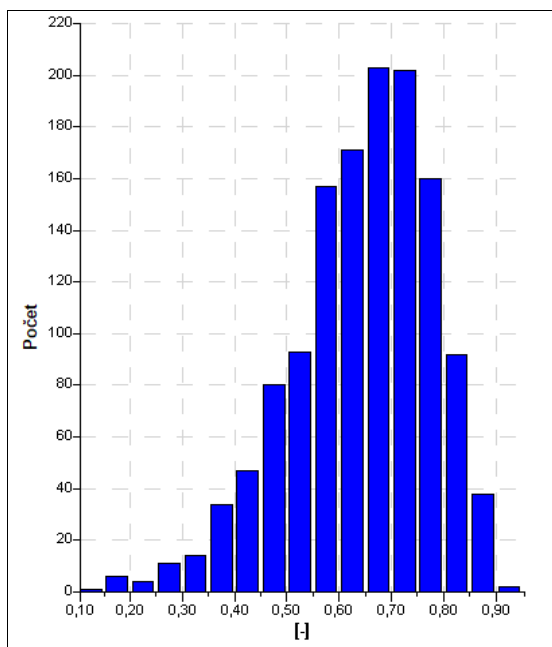
9.5 Tvar zrna

Měření bylo prováděno na třech snímcích při zachování stejného zvětšení jako při měření velikosti zrna. Byla měřena kruhovitosť zrn. Ta nabývá hodnoty od 0 do 1, kdy hodnota 1 značí kruhový tvar a 0 nekruhový.



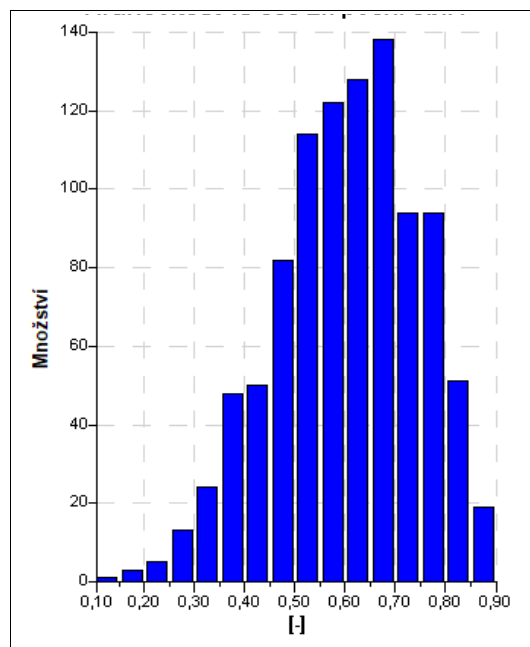
Obr. 42 - Kruhovitost, pēchovaný

Výchozí stav



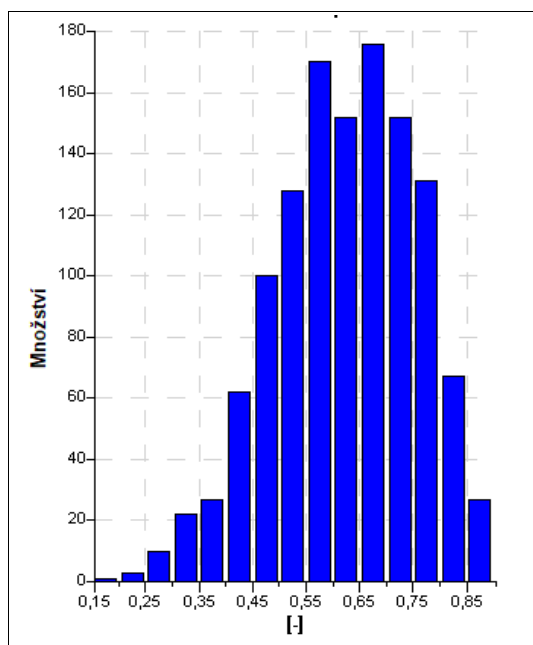
Obr. 43 - Kruhovitost, vých., stav

2x pēchováno, oblast 4



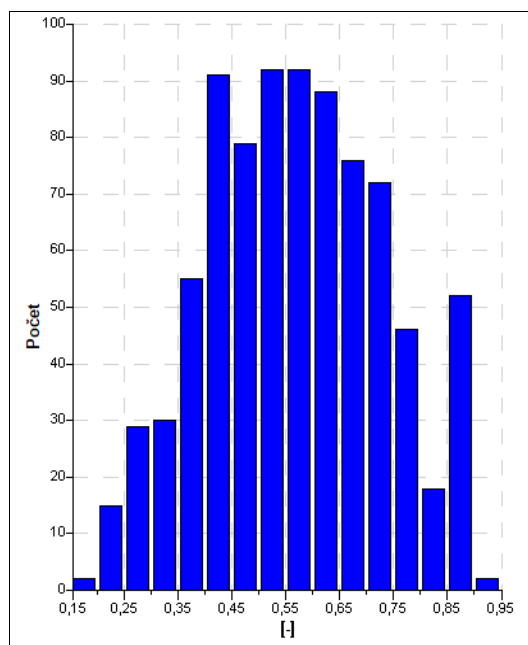
Obr. 44 - Kruhovitost 2x pēch., ob. 4

3x pēchováno, oblast 4



Obr. 45 - Kruhovitost 3x pēch., ob. 4

3x pēchováno, oblast 6



Obr. 46 - Kruhovitost 3x pēch., ob. 6

Z měření kruhovitosti vidíme, že s rostoucím stupněm deformace se hodnoty posouvají směrem vlevo, jsou tedy méně kruhové. V oblasti 6 u 3x pēchovaného vzorku lze vidět také výrazný nárůst velmi nekruhovitých zrn.

10 Vyhodnocení výsledku strukturní analýzy

Pro vyhodnocení měření velikosti zrna lépe vypovídá měření na snímcích se zvětšením 2000x, jelikož byla měřena větší plocha. Od volby měření na snímcích se zvětšením 3500x bylo očekáváno případné odhalení nárůstu počtu velmi malých karbidů ve struktuře. K tomu však nedošlo.

Při porovnání grafů ekvivalentního průměru bylo zjištěno, že při zvýšení stupně efektivní deformace se množství jemných karbidů ve struktuře nadále nezvyšuje. Karbidy dosáhly takové velikosti, že se dalším kovááním již nedrtily a nezmenšovaly. Měřené vzorky se od sebe liší zejména počtem karbidů ve třídě 1-2 μ m. Zde při porovnání dvakrát pěchovaného vzorku v oblasti čtyři a třikrát pěchovaného vzorku v oblasti šest došlo u druhého vzorku k výraznému nárůstu počtu karbidů. To je zapříčiněno pomalým ochlazováním ve středu polotovaru, při kterém mají karbidy čas růst. Pravděpodobně se jedná o komplexní karbidy typu $M_{23}C_6$, které mimo jiné precipitují ve struktuře po ochlazování z kovací teploty. Paradoxně tak v tomto případě pozorujeme větší karbidy ve více prokované oblasti. Také při měření na snímku se zvětšením 3500x lze pozorovat pokles množství karbidů pod 200nm, což je způsobeno právě jejich růstem při pomalém ochlazování. Karbidy nad 2 μ m se dále vyskytují jen v malém množství. Zdá se, že rozložení karbidů nezávisí na velikosti deformace.

V porovnání s rychlořeznou nástrojovou práškovou ocelí ASP 2052 po přepočtu na odpovídající měřenou plochu obsahují kované vzorky větší množství menších karbidů. Maximum u práškové oceli je také ve třídě 1- 2 μ m.

Největší vliv na velikost karbidů vzhledem k výchozímu stavu má tedy kováání do hodnoty efektivní deformace 1,5. Značný vliv mají také teplotní podmínky.

Po vyhodnocení výsledků velikosti zrna bylo ověřeno, že při kováání rychlořezných nástrojových ocelí zůstávají během kováání v austenitu nerozpuštěné karbidy ($M_6C - W$, $M_7C_3 - Cr$, $M_2C - W$, Mo , MC nebo $M_4C_3 - V$), které brání růstu zrna. S rostoucím stupněm deformace byla měřena rostoucí hodnota velikosti zrna. Výchozí stav vykazoval hodnotu G9. Stejnou hodnotu vykazoval i dvakrát pěchovaný vzorek v oblasti čtyři. Velikost efektivní deformace 1,61 tedy nebyla pro zjemnění zrna dostačující. U třikrát pěchovaného vzorku s hodnotou efektivní deformace 3,16 již bylo zjemnění zrna znatelné. Stupeň velikosti zrna byl G9-10. V případě nejvíce prokované oblasti šest u třikrát pěchovaného vzorku s hodnotou efektivní deformace 9,88 byl stupeň velikosti zrna G11.

Měření kruhovitosti ukázalo, že největší počet zrn v případě výchozího stavu má hodnotu kruhovitosti 0,65 – 0,75. V oblasti čtyři u dvakrát pěchovaného vzorku je maximum mezi 0,70 – 0,75, což by značilo, že jsou zrna kruhovitější, ale není tomu tak. Začínají se častěji objevovat zrna s kruhovitostí 0,50 – 0,55 a rozptýl histogramu roste. Častěji se také vyskytují výrazně nekruhovitá zrna. Nejvyšší hodnoty v oblasti čtyři u třikrát pěchovaného vzorku jsou v rozmezí 0,55 – 0,70. Rozptýl hodnot se zvyšuje. U nejvíce prokovaného vzorku je patrný další růst počtu výrazně nekruhovitých zrn.

11 Závěr

Cílem práce bylo porovnat mikrostrukturu kovaných rychlořezných nástrojových ocelí s rozdílným stupněm deformace a nástrojovou rychlořeznou ocel vyráběnou práškovou metalurgií. Jako hlavní měřené příznaky mikrostruktury byly vybrány: četnost karbidů, plošný podíl karbidické fáze, velikost zrna a kruhovitost zrna. Výsledky měření byly v souladu s dosavadními poznatky o procesech, které v mikrostruktuře rychlořezných nástrojových ocelí během kování probíhají. Příkladem může být zmenšování zrna během kování, jehož růstu zabraňují karbidy přítomné ve struktuře, nebo zvyšující se deformace tvaru zrna se zvyšující se hodnotou efektivní deformace. Výsledky měření dále vypovídají o tom, že karbidy, které jsou v průběhu kování přítomny ve struktuře, se rozlamují a drtí, avšak jen do určité velikosti. S dalším kováním se karbidy dále nezjemňují. Mají tak určitou minimální velikost.

Zdroje

- [1] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. 2. opravené a rozšířené vydání. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2002.
- [2] FREMUNT, P., KREJČÍK, J., PODRÁBSKÝ, T. *Nástrojové oceli* Brno: Dům techniky [Brno], 1994.
- [3] DUŠEK, M. *Vliv ochlazovací rychlosti na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti rychlořezných ocelí* Plzeň, 2009. Diplomová práce. Západočeská univerzita v Plzni. Vedoucí práce HÁJEK, J.
- [4] KRÍŽ, A., KESL, M. *Hodnocení kvality tepelného zpracování nástrojových ocelí [online]*.
<https://docplayer.cz/13776110-Hodnoceni-kvality-tepelneho-zpracovani-nastrojovych-oceli-antonin-kriz-miloslav-kesl.htm> [cit. 1. 12. 2018].
- [5] *Ferona online - Značení ocelí* [online]. Dostupné z: <https://online.ferona.cz/znaceni-oceli/> [cit. 2018-12-01].
- [6] *Ferona online - Značení ocelí* [online]. Dostupné z: <https://online.ferona.cz/znaceni-oceli/?typ=2> [cit. 2018-12-01].
- [7] KRAUS, V. *Tepelné zpracování a slinování* Plzeň: Západočeská univerzita v Plzni, 2000.
- [8] PALÁT, H. *Žitání* [online].
<https://slideplayer.cz/slide/11238009/>
[cit 21. 11. 2018].
- [9] MACEK, K., HNILICA, F., STARÝ, V. *Experimentální metody v materiálovém inženýrství*. Nakladatelství ČVUT, 2008.
- [10] PRŮCHA, V. *Úvod do metalografie* Výuková prezentace k předmětu KMM/ZME – Základy metalografie. Západočeská univerzita v Plzni, 2018.
- [11] ČSN EN ISO 643 (42 0462) *Ocel - Mikrografické stanovení velikosti zrn*. OPRAVA 1. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2014.
- [12] PLUHAŘ, J., KORITTA, J., *Strojírenské materiály* SNTL Praha, 1977
- [13] PRŮCHA, V. *Metalografický rozbor*. Plzeň, 2018.
- [14] Informaci poskytl KESL, M., technický náměstek PILSEN TOOLS s.r.o. 28. 11. 2018

- [15] WOJNAR, L., KURZYDLOWSKI, K.J., SZALA, J. Quantitative Image Analysis, *Metallography and Microstructures*, Vol 9, *ASM Handbook*, ASM International, 2004, p. 403–427
- [16] TOCHYLIN, M. *Příprava vysoce prokovaného polotovaru pro výrobu obráběcího nástroje* Plzeň, 2017. Bakalářská práce. Západočeská univerzita v Plzni. Vedoucí práce BENEŠOVÁ, S.
- [17] PRŮCHA, V., KRÍŽ, A., VESELÝ, V. *Problematika vyhodnocování karbidické fáze v rychlořezných ocelích*. Časopis Kovárenství. Brno: Svaz kováren ČR o.s, říjen 2018
- [18] ISO 16232-7:2007. *Road vehicles – Cleanliness of components of fluid circuit.: Part 7: Particle sizing and counting by microscopic analysis*. Technical Committee ISO/TC 22, 2007

Seznam obrázků

Obr. 1 – Graf závislosti obsahu uhlíku na procentuálním zastoupení legur.....	10
Obr. 2 -Karbidická řádkovitost.....	14
Obr. 3 – Karbidické vycezeniny.....	14
Obr. 4 – Karbidické nestejnorodosti.....	14
Obr. 5 Struktura práškové oceli.....	14
Obr. 6 – Obecný diagram tepelného zpracování.....	16
Obr. 7 – Tepelná vodivost materiálů v závislosti na teplotě.....	16
Obr. 8 – Znázornění žíhacích teplot.....	17
Obr. 9 – ARA diagram.....	18
Obr. 10 – Histogram.....	21
Obr. 11 – Místo odběru vzorků.....	24
Obr. 12 – 2x pěk., řez v rovině β	24
Obr. 13 – 3x pěk., řez v rovině β	24
Obr. 14– Ocel 19 830, Villela-Bain.....	25
Obr. 15 – Ocel 19 830, Murakami.....	25
Obr. 16 – Snímky z elektronového mikroskopu, režim SE, režim BSE.....	26
Obr. 17 – Výchozí stav, ohřev na kalící teplotu.....	27
Obr. 18– Výchozí stav , žíháno, zv. 200x.....	28
Obr. 19 – Výchozí stav, kaleno, zv. 500x.....	28
Obr. 20 – 2x pěkovoáno, zv. 1000x.....	28
Obr. 21 – 3x pěkovoáno, zv. 1000x.....	28
Obr. 22 – 2x pěkovoáno, zv. 1000x.....	29
Obr. 23 – 3x pěkovoáno, zv. 1000x.....	29
Obr. 24 - APS 2052, zvětšení 1000x.....	29
Obr. 25 – 2x pěk., zv. 2000x	31
Obr. 26 – 2x pěk., zv. 2000x, prahováno.....	31
Obr. 27 - Četnost karbidů, zv. 2000x.....	31
Obr. 28 - Četnost karbidů, zv. 3500x.....	31
Obr. 29 - Četnost karbidů, zv. 2000x.....	32

Obr. 30 - Četnost karbidů, zv. 3500x.....	32
Obr. 31 - Četnost karbidů, zv. 2000x.....	32
Obr. 32 - Četnost karbidů, zv. 3500x.....	32
Obr. 33 - Četnost karbidů, zv. 2000x.....	33
Obr. 34 - Četnost karbidů, zv. 3500x.....	33
Obr. 35 – ASP 2052, zv. 2000x.....	34
Obr. 36 – ASP 2052, zv. 2000x, prahovaný.....	34
Obr. 37 - Četnost karbidů, zv. 1000x.....	34
Obr. 38 – Zrno, výchozí, pod., zv. 200x.....	35
Obr. 39 - Zrno, 2x pěk., př., zv. 200x.....	35
Obr. 40 – Zrno, 3x pěk., pod., zv. 500x.....	35
Obr. 41 – Zrno, 3x pěk., př., zv. 500x	35
Obr. 42 - Kruhovitost, prahovaný.....	36
Obr. 43 - Kruhovitost, vých., stav.....	36
Obr. 44 - Kruhovitost 2x pěk., ob. 4.....	36
Obr. 45 - Kruhovitost 3x pěk., ob. 4.....	37
Obr. 46 - Kruhovitost 3x pěk., ob. 6.....	37

Seznam tabulek

Tab. 1 – Charakteristika ocelí třídy 19 dle ČSN 42 0002.....	8
Tab. 2 – Značení rychlořezné oceli dle ČSN EN 10027 – 1.....	8
Tab. 3 – Vliv kobaltu na přípustnou maximální pracovní teplotu.....	11
Tab. 4 – Definice základních fází v oceli.....	15
Obr. 5 Struktura práškové oceli.....	14
Obr. 6 – Obecný diagram tepelného zpracování.....	16
Obr. 7 – Tepelná vodivost materiálů v závislosti na teplotě.....	16
Obr. 8 – Znázornění žíhacích teplot.....	17
Obr. 9 – ARA diagram.....	18