

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

FAKULTA STROJNÍ

Studijní program:
Studijní obor:

B2301 Strojní inženýrství
Materiálové inženýrství a strojní metalurgie

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

Vliv kalící teploty nástrojových ocelí na odolnost proti otěru

Autor:

Zdeněk Jansa

Vedoucí projektu:

Ing. Jiří Hájek Ph.D.

Konzultant:

Ing. Milan Vnouček Ph.D.

Akademický rok 2015/2016

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

Fakulta strojní

Akademický rok: 2015/2016

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

(PROJEKTU, UMĚLECKÉHO DÍLA, UMĚLECKÉHO VÝKONU)

Jméno a příjmení: **Zdeněk JANSA**
Osobní číslo: **S13B0117K**
Studijní program: **B2301 Strojní inženýrství**
Studijní obor: **Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie**
Název tématu: **Vliv kalící teploty nástrojových ocelí na odolnost proti otěru**
Zadávací katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

Zásady pro vypracování:

1. Nástrojové oceli pro práci za studena
2. Popis tepelného zpracování nástrojových ocelí pro práci za studena
3. Experimentální program
4. Diskuse výsledků
5. Závěr



Rozsah grafických prací: fotodokumentace, obrázky

Rozsah kvalifikační práce: 50-60 stran

Forma zpracování bakalářské práce: tištěná/elektronická

Seznam odborné literatury:

- Pereloma, E.; Edmonds, D. V.: Phase Transformations in Steels - Fundamentals and Diffusion-Controlled Transformations. Woodhead Publishing, 2012
- Roberts, G.; Krauss, G.; Kennedy, R.: Tool Steels. 5th Edition, 1998
- Porter, D. A.; Easterling, K. E.: Phase Transformation in Metals and Alloys. Chapman & Hall, 1992
- Kraus, V.: Tepelné zpracování a slinování. Skripta ZČU v Plzni, 2000
- Totten, E. George.: Steel Heat Treatment Handbook. Taylor & Francis, 2006
- Heat Treating as Volume 4 of the ASM Handbook. ASM International, 1991
- Industrial Heating. Magazine

Vedoucí bakalářské práce: Ing. Jiří Hájek, Ph.D.

Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Konzultant bakalářské práce: Ing. Milan Vnouček, Ph.D.

Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Datum zadání bakalářské práce: 21. září 2015

Termín odevzdání bakalářské práce: 20. května 2016



Doc. Ing. Milan Edl, Ph.D.
děkan



Doc. Dr. Ing. Antonín Kříž
vedoucí katedry

V Plzni dne 21. září 2015

Prohlášení o autorství

Předkládám k posouzení a obhajobě svoji bakalářskou práci, zpracovanou jako závěrečnou práci bakalářského studia na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji tímto, že jsem tuto bakalářskou práci vypracoval samostatně, s použitím odborných pramenů a literatury, uvedených v seznamu, který je nedílnou součástí této práce. Obrazová část, použitá v této bakalářské práci, je převzata z literatury a odborných pramenů uvedených v seznamu.

V Plzni dne:

Podpis:

ANOTAČNÍ LIST BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

AUTOR	Zdeněk Jansa	
STUDIJNÍ OBOR	Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie	
VEDOUcí PRÁCE	Ing. Jiří Hájek Ph.D.	
PRACOVISTĚ	ZČU-FST-KMM	
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ
NÁZEV PRÁCE	Vliv kalicí teploty nástrojových ocelí na opotřebení proti otěru	

FAKULTA	strojní	KATEDRA	KMM	ROK ODVZD.	2016
----------------	----------------	----------------	------------	-------------------	-------------

POČET STRAN

CELKEM		TEXTOVÁ ČÁST		GRAFICKÁ ČÁST	
---------------	--	---------------------	--	----------------------	--

STRUČNÝ POPIS	Cílem bakalářské práce je zjištění vlivu velikosti kalicí teploty nástrojové oceli ČSN 19 573 na odolnost povrchu proti otěru a stanovení optimálního tepelného zpracování pomocí metod: měření tvrdosti dle Vickersovi metody, metalografický rozbor (světelná mikroskopie), PIN-ON-DISC test.
KLÍČOVÁ SLOVA	Nástrojové oceli, klasické tepelné zpracování, kalení, popouštění, metalografie, tvrdost, opotřebení povrchu, PIN-ON-DISC test.

SUMMARY OF BACHELOR SHEET

AUTHOR	Zdeněk Jansa	
FIELD OF STUDY	Materials Engineering and Engineering metallurgy	
SUPERVISOR	Ing. Jiří Hájek Ph.D.	
INSTITUTION	ZČU-FST-KMM	
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR
TITLE OF THE WORK	Influence of temperature hardening tool steel for wear resistance	

FACULTY	Mechanical engineering	DEPARTMENT	KMM	SUBMITTED IN	2016
----------------	-------------------------------	-------------------	------------	---------------------	-------------

Number of the page

TOTALY		TEXT PART		GRAPHICAL PART	
---------------	--	------------------	--	-----------------------	--

BRIEF DESCRIPTION	The aim of the bachelor thesis is to determine the effect size quenching temperature tool steel DIN 19573 surface resistance to abrasion and to determine the optimum heat treatment using methods: Vickers hardness measurement methods, metallographic analysis (light microscopy), PIN-ON-DISC test.
KEY WORDS	Tool steel, conventional heat treatment, hardening, tempering, metallography, hardness, wear surface, PIN-ON- DISC test.

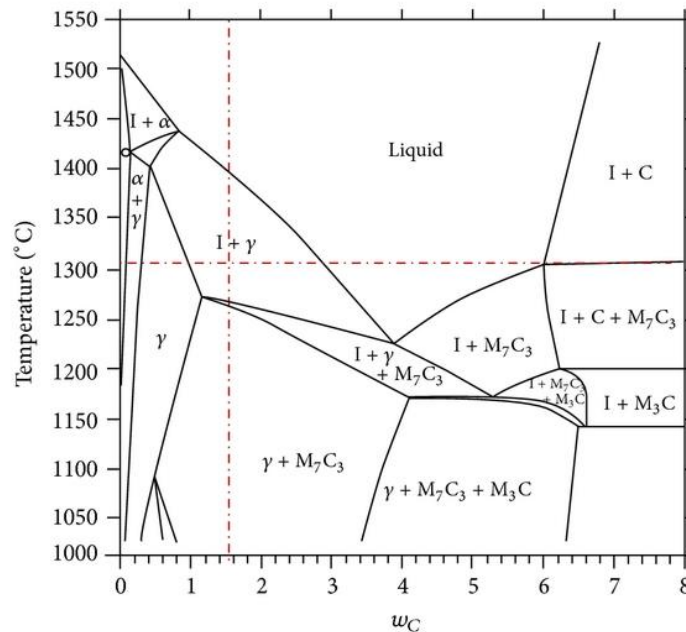
Obsah

1. Cíle bakalářské práce	9
2. Všeobecně o nástrojových ocelích	9
2.1 Tvrdost (pevnost).....	10
2.2 Houževnatost	10
2.3 Kalitelnost a prokalitelnost.....	10
2.4 Odolnost proti otěru.....	10
3. Nástrojové oceli pro práci za studena.....	10
3.1 Oceli chromové	11
3.2 Oceli manganové	11
3.3 Oceli křemíkové	11
3.4 Oceli wolframové	12
4. Zpracování nástrojových ocelí.....	12
4.1 Výroba oceli	12
4.2 Tváření a tepelné zpracování.....	13
4.4 Žihání.....	13
4.4.1 Žihání na měkko	13
4.4.2 Žihání na snížení pnutí	14
4.4.3 Žihání normalizační.....	14
4.5 Kalení	14
4.5.1 Ohřev na kalicí teplotu	15
4.5.2 Výdrž na teplotě, austenitizace.....	16
4.5.3 Martenzitická transformace	16
4.5.3.1 Kinetika martenzitické transformace	18
4.5.3.2 Morfologie martenzitu.....	20
4.6 Popouštění	21
5. Ocel 19573.....	23
6. Zkouška odolnosti proti opotřebení.....	23
6.1. Zkouška metodou pin-on disk	23
7. Navrhovaný experimentální program.....	24
EXPERIMENTÁLNÍ PROGRAM	26
Příprava vzorků	26
1. VARIANTA „A“.....	26
1.1 Tepelné zpracování.....	26
1.2 Chemický rozbor vzorku	27
1.3 Měření tvrdosti	27
1.4 Metalografický rozbor	29
1.5 Zjištění velikosti austenitického zrna	35
1.6 Zkouška odolnosti proti opotřebení.....	38
2. VARIANTA „B“	42
2.1 Důvody provedení varianty „B“	42
2.2 Tepelné zpracování.....	43
2.3 Zkouška tvrdosti	43
2.4 Metalografický rozbor	44
2.5 Srovnání struktur z varianty „A“ a „B“	48

2.6	Zkouška odolnosti proti opotřebení.....	51
2.7	Velikost austenitického zrna.....	55
3.	ZÁVĚR.....	60
3.1	Vyhodnocení experimentálního programu	60
3.2	Poděkování	61
	Použité zdroje.....	62

1. Cíle bakalářské práce

Náplní této bakalářské práce je zhodnocení vlivu kalících teplot v rozmezí 1000 - 1050°C u nástrojové oceli ČSN 19573, DIN 1.23792, UNS č.T30402, a to vzhledem k odolnosti proti opotřebení při práci za studena. Dle materiálových listů jsou u této oceli zaručeny hodnoty C 1,4-1,65%, Mn 0,2-0,45%, Si 0,2-0,45%, Cr 11-12,5%, Mo 0,6-0,9% a V 0,8-1,2%, P max 0,030% a S max 0,035%. Jedná se tedy o ledeburitickou ocel s vysokým podílem C a Cr. Ocel 19573 je ocel se střední odolností k oduhlíčení povrchu, je hluboce prokalitelná, vysoce tvarově stálá s vysokou odolností proti praskání a střední hodnotou tvrdosti 54-61 HRC. Ocel 19573 je nejčastěji používanou ocelí ze skupiny ocelí s vysokým podílem C a Cr. Díky obsahu tvrdých karbidů jde o ocel s vysokou odolností proti opotřebení.



Obr 1. Binární diagram oceli ČSN 19573

Zdroj: [7]

2. Všeobecně o nástrojových ocelích

Zdroj: [5]

Základními vlastnostmi nástrojových ocelí jsou houževnatost, tvrdost (pevnost), odolnost proti popuštění, kalitelnost a prokalitelnost, odolnost proti otěru a řezivost a také stálost rozměrů. Dále jsou uvedené vybrané vlastnosti, rozhodné pro užití NO ČSN 19573.

2.1 Tvrдость (pevnost)

Zdroj: [5]

Požadovaná tvrďost u nástrojových ocelí se řídí podle podmínek použití a podle způsobu namáhání součásti. U nástrojových ocelí, kde je hlavním pohybem řezání, se vyžaduje tvrďost nad hranicí HRC 62. U ocelí pro práci za studena je výhodnější tvrďost pod hranicí HRC 60. Tvrďost nástrojů je dána obsahem uhlíku, kdy tvrďost po kalení stoupá s rostoucí koncentrací C do 1%, kdy za minimální hranici kalitelnosti se považuje 0,2% C. Nad hranicí 1% se již tvrďost razantně nezvyšuje, ale stoupá podíl cementitu. Legující přísady se významně podílejí na zvyšování tvrďosti pouze v případě, že tvoří s C karbidy.

2.2 Houževnatost

Zdroj: [5]

Houževnatost je důležitá vlastnost nástrojové oceli ve vztahu ke kombinovanému namáhání od tlaku, tahu, ohybu i krutu. Nejnebezpečnějším namáháním je potom dynamické. Houževnatější oceli mají nižší obsah C, nebo se užívá legur, který pozitivně houževnatost ovlivňuje, např. Ni. Houževnatá ocel musí být homogenní, jemnozrnná a musí mít minimální vnitřní pnutí. Vliv na houževnatost má velikost a rozmístění karbidů. Nepříznivě ovlivňuje houževnatost vyřádkování karbidů, která vyvolává nestejněměrné vlastnosti v příčném a podélném směru.

2.3 Kalitelnost a prokalitelnost

Zdroj: [5]

Pro výrobky z nástrojových ocelí malých rozměrů s vysokou povrchovou tvrďostí, se používají oceli nízkolegované a uhlíkové, která jsou málo prokalitelné. Takové vytvoří vysokou povrchovou tvrďost při zachování houževnatého jádra. U nástrojů velkých rozměrů, např. zápustky je potřeba větší hloubky prokalitelnosti je potřeba použít středně anebo vysoce legované oceli, kdy se používá především Mn, Cr, Mo případně Ni.

2.4 Odolnost proti otěru

Zdroj: [5]

Opotřebenění má vliv na životnost tvářecích nástrojů. Je závislé na tvrďosti a morfologii oceli. Tvrďost závisí hlavně na množství C v oceli a dále na použitých legurách, kdy největší vliv na výslednou tvrďost má V a dále Mo, Cr, a W, které tvoří výhodné karbidy.

3. Nástrojové oceli pro práci za studena

Zdroj: [5]

Nejčastěji používaná skupina ocelí používaných pro práci za studena jsou oceli legované. Jedná se zejména oceli legované pomocí Cr, V, Ni, Mn a Si. Každá se vyznačuje jinou, pro ni

specifickou, vlastností.

3.1 Oceli chromové

Zdroj: [5]

Oceli chromové se vyznačují větší odolností proti opotřebení, neboť vytváří tvrdší speciální karbidy. Dále Cr zvyšuje prokalitelnost a odolnost proti popuštění. Vliv Cr lze zvýšit přidáním W a Mo. Oceli s legurou Mo jsou oproti W houževnatější.

Oceli chromové jsou nejpočetnější skupinou legovaných ocelí pro práci za studena. Skupina se dále dělí na nadeutektoidní (s rozlišením podle koncentrace C), ledeburické a subledeburické.

Nadeutektoidní oceli s koncentrací C od 0,75 do 1,25% a obsahem Cr 0,6 až 1,9% mají větší prokalitelnost a kalí se do oleje. Pouze u průřezů větších 15 mm je vhodné kalit do vody. Mají poměrně vysokou tvrdost po kalení a dobrou, případně nižší odolnost proti opotřebení

Nadeutektoidní oceli s obsahem C 1,35 až 1,55 % a obsahem Cr 0,8% mají poměrně malou prokalitelnost a proto se kalí především do vody. Pouze typy s obsahem Cr až 1,8% se kalí do oleje. V ocelích tohoto typu se již tvoří samostatné karbidy, a proto mají větší odolnost proti opotřebení

Ledeburické Cr oceli jsou zástupce nejvýkonnějších ocelí. Tyto oceli mají ve své struktuře speciální ledeburické karbidy Cr, případně V, které zajišťují oceli výborné odolnosti proti opotřebení. Nevýhodou tohoto druhu oceli je uspořádání vzniklých karbidů do řádku a vznik nevýhodného řádkování způsobující anizotropii vlastností. Vlivem řádkovitosti je mají tyto oceli nižší houževnatost, hlavně v příčném směru.

Pro zvýšení houževnatosti se snižuje množství C (1,6%), čímž se zlepší také struktura. Zlepšení houževnatosti se dosahuje přidáním legur W, Mo a V, bez snížení množství C.

Ledeburické oceli mají velkou prokalitelnost a jsou schopné prokalení v celém průřezu.

Subledeburické oceli již neobsahují speciální ledeburické karbidy. Obsahují 5, případně 8% Cr a 0,55 až 0,65 % C. Tyto oceli se vyznačují výhodnou kombinací houževnatosti a odolnosti proti opotřebení.

3.2 Oceli manganové

Zdroj: [5]

Mají větší prokalitelnost v porovnání s uhlíkovými oceli. Kalí se do oleje a jsou charakteristické malými rozměrovými změnami po kalení. Vzhledem k výhodnějšímu rozložení zbytkového austenitu v martenzitu. Jako lemurá vytvářející karbidy je užito Cr a W. Mají větší odolnost proti opotřebení a mají také vyšší prokalitelnost.

Zdroj: [5]

3.3 Oceli křemíkové

Zdroj: [5]

K legování ocelí tohoto typu se užívá 1,6% Si s možným přidáním 0,8% Cr s obsahem C 0,6%.

3.4 Oceli wolframové

Zdroj: [5]

Obsahují nadeutektoidní množství C, až 1,2% a jejich charakteristickou vlastností je velká tvrdost po kalení. Odolnost proti opotřebení je dobrá. Kalení se provádí podle množství W do vody při množství 1,15% a do oleje při množství 1,5%. Wolframové oceli s vyšším množstvím W a 1,0 až 1,6% Cr a 0,15% V mají vyšší prokalitelnost.

4. Zpracování nástrojových ocelí

4.1 Výroba oceli

Zdroj: [5]

Výroba nástrojových ocelí, vzhledem k vysokým nárokům na jakost vyplývající z požadavku na spolehlivost a trvanlivost nástrojů, se převážně uskutečňuje v obloukových nebo indukčních pecích technologií zabezpečující vysokou čistotu oceli, nízký obsah škodlivých doprovodných prvků a zajišťující co nejnižší anizotropii chemického složení. Chemické složení oceli je obvykle vymezeno normou a dále v závislosti na podnikových zkušenostech upravováno.

Vyrobená ocel se následně po dokončení tavby odlévá do kokil, kde tuhne ve formě ingotů, nebo se užívá kontinuálního odlévání oceli, kdy výsledným produktem je polotovár bloku nebo desky, tzv. bramy.

Dalším zpracováním polotovaru, vedoucím k podstatnému zlepšení jakosti oceli, je její další přetavení pomocí elektrického oblouku. Princip spočívá v tom, že z oceli se zhotoví elektroda, která se v agregátu pro přetavování odtavuje pomocí stejnosměrného elektrického proudu a ocel znovu krystalizuje v měděném, vodou chlazeném krystalizátoru. Odtavování a následná krystalizace probíhá v pecích dvojího druhu.

První způsob se provádí ve vakuové obloukové peci a druhý způsob v elektrostruskové obloukové peci, kdy odtavovaná ocel prochází tekutou struskou.

Užitím vakuového přetavování se snižuje obsah plynů a dochází ke snížení obsahu nečistot, které se ve vakuu odpařují. Dále vlivem vakuového přetavování dochází také ke snížení oxidických vměstků.

Při elektrostruskovém přetavování dochází ke snížení obsahu síry a tím pádem ke snížení sulfidických vměstků.

V obou případech dochází ke zrovnoměrnění chemického složení a struktury oceli, což má vliv na celkovou isotropii. U nadeutektoidních a ledeburitických ocelí dochází ke snížení shluku karbidů a docílují se jejich rovnoměrnější rozložení. Kvalita přetavené oceli je tak značně vysoká.

4.2 Tváření a tepelné zpracování

Zdroj: [5]

Převážná část zpracované oceli se dále zpracovává tvářením za tepla, a to tváření válcováním nebo kováním. Tvářením se rozruší lící struktura, dochází k redistribuci segregací a odstranění drobných vnitřních vad, vzniklých v důsledku tuhnutí, jako jsou drobné nečistosti a pomezita. Zlepšuje se tak homogenita chemického složení a kompaktnost oceli.

Z hlediska strukturního uspořádání výchozích polotovarů pro výrobu nástrojů je výhodnější použít tvarové výkovky, kde je oproti válcovaným tyčím zajištěna lepší strukturní izotropie, obzvláště patrné u nadeutektoidních ocelí.

Způsob tváření oceli záleží na druhu oceli, její tvařitelnosti a požadovaných rozměrech výrobku. Tyče z obtížně tvařitelných ocelí a větších rozměrů se zpracovávají kováním, kdy dochází k rozrušení lící struktury a překováním na menší rozměry je následně možné zpracování válcováním. Určující hodnotou pro získání optimální struktury a jakosti, je stupeň protváření, vyjadřovaný jako poměr průřezu odlitku k průřezu výkovku nebo vývalku. Minimální stupeň protváření závisí na druhu oceli.

Před prováděným tvářením je nutné provést ohřátí oceli na tzv. tvářecí teplotu, která je specifická pro každý druh oceli a odvozuje se od teploty solidu. Jde o interval teploty, kdy tváření probíhá a je nejefektivnější s minimálním rizikem vzniku vad. Tento teplotní režim je složen z předehřevu a vlastního ohřevu na tvářecí teplotu. Vzhledem k chladnutí oceli během procesu tváření, zařazují se příhřevy.

O užití tvářecího postupu rozhoduje obsah legury, kdy nízko a středně legované oceli se zpravidla válcují a vysokolegované a hůře tvařitelné oceli se zpracovávají na bucharech a kovacíh strojích.

Při tvářecím procesu dochází k povrchovému oduhličení, k různým drobným povrchovým vadám. S tímto je nutno počítat a na základě toho je nutno stanovit příslušný přídavek na opracování, kdy po jeho odstranění získáme bezvadný povrch a plnohodnotnou ocel.

Tepelné zpracování se provádí nejčastěji ve formě žihání, a to ve formě mezioperačního žihání k odstranění vnitřního pnutí nebo na závěr výrobního cyklu ke snížení tvrdosti a zlepšení obrobiteľnosti a tvařitelnosti za studena.

4.4 Žihání

Zdroj: [5]

Společným znakem žihacích procesů je poměrně dlouhá výdrž na žihací teplotě a následně pozvolné ochlazování. Rozlišujeme následující způsoby žihání.

4.4.1 Žihání na měkko

Zdroj: [5]

Použitou technologií se vytváří globulární struktura perlitu. Získáme tak ocel s nízkou tvrdostí, dobrou obrobiteľností a tvařitelností za studena. Nejedná se o závěrečné zpracování

oceli, ale struktura po žihání na měkko je zpravidla výchozí strukturou před konečným tepelným zpracováním.

Nezbytně nutné je zařazení žihání na měkko před opravným kalením nebo renovačním kalením. Při tomto způsobu žihání se užívají obvykle teploty těsně pod A_{c1} , s výjimkou vysokolegovaných ocelí, kdy se teplota volí i mírně nad A_{c1} , vzhledem k pomalé rychlosti sferoidizace cementitových lamel.

Po dosažení požadované teploty je doba výdrže na teplotě 2 – 4 hodiny s následným pozvolným ochlazením v peci. Výjimku tvoří ochlazování nástrojů žihaných nad teplotu přeměny. Zde je nutné zajistit ochlazování 10-20°C/hod. do teploty 600°C, jinak by došlo k dosažení nežádoucí přeměny a nedosáhlo by se nejnižší tvrdosti.

4.4.2 Žihání na snížení pnutí

Zdroj: [5]

Jak již název napovídá, slouží ke snížení vnitřního pnutí, které vzniklo po tváření za studena. Provádí se při teplotách 600°C - 650°C po dobu 1 hodiny s následným pomalým ochlazováním na vzduchu. Během tohoto procesu dochází ke snížení vnitřního pnutí na minimální hodnoty.

Používá se jako mezioperační žihání, např. po hrubovacích operacích při výrobě přesných rozměrnější a tvarově komplikovanějších tvarů. Dále se zařazuje před závěrečným dohotovením tvaru nástroje, aby se vnitřní pnutí neuvolňovalo během ohřevu na kalící teplotu.

4.4.3 Žihání normalizační

Zdroj: [5]

Provádí se po kování v případech, kdy lze předpokládat anizotropii struktury, vlivem rozdílného stupně prokování, nebo rozdílné rychlosti ochlazování, zejména u výkovků složitějších tvarů.

Při normalizačním žihání dochází k ohřevu nad teplotu přeměny A_{c3} a po jejím dosažení v celém průřezu se pozvolna ochlazuje na vzduchu. Během procesu dojde k homogenizaci struktury a k rovnoměrnému rozložení karbidů. Výkovky dodané po stavu žihání na měkko není potřeba dále žihat normalizačně.

4.5 Kalení

Zdroj: [3], [5]

Výsledných vlastností nástrojové oceli se dosahuje kalením s následným popuštěním. Kalení obsahuje tři kroky tepelného zpracování: ohřev na teplotu austenitizace, následuje ochlazení na teplotu počátku vzniku martenzitu (dále uváděna jako M_s) a následné popuštění. Austenitizační teplota, která je specifická podle složení oceli, musí být tak vysoká, aby došlo k rozpuštění přiměřeného množství karbidů a obohacení austenitu vzniklým uhlíkem a dalšími prvky, podílejícími se na vzniku karbidů. Po výdrži na kalící teplotě, která je opět

charakteristická pro daný typ oceli, následuje ochlazení ve vhodném ochlazovacím prostředí takovou rychlostí, aby došlo k přeměně austenitu na martenzit v maximální možné míře.

Každý krok tepelného zpracování působí změny ve struktuře, které při správném provedení vedou ke konečným požadovaným vlastnostem. Provádění zpracování musí být prováděno přesně s náležitou kontrolou, aby se předešlo vzniku rozměrových změn, nevznikalo zbytkové napětí, případně praskání během závěrečného tepelného zpracování.

4.5.1 Ohřev na kalící teplotu

Zdroj: [5]

Před přistoupením k procesu ohřevu předmětu, je nezbytně nutné, aby tyto byly zbaveny vnitřního pnutí, zejména z tvarově složitějších předmětů. Jakákoliv změna tvaru, vzniklá existujícím vnitřním napětím, a to zkřivení, změna rozměru, okujení, oduhlíčení povrchové vrstvy, vede ke zvyšování výrobních nákladů. Proto je nezbytně nutné rozhodnout o způsobu ohřevu, umístění v peci, použití ochrany povrchu proti oduhlíčení a okujení, stanovení rychlosti ohřevu s případným stanovením počtu předehřevů a zvolení vhodného ochlazovacího prostředí.

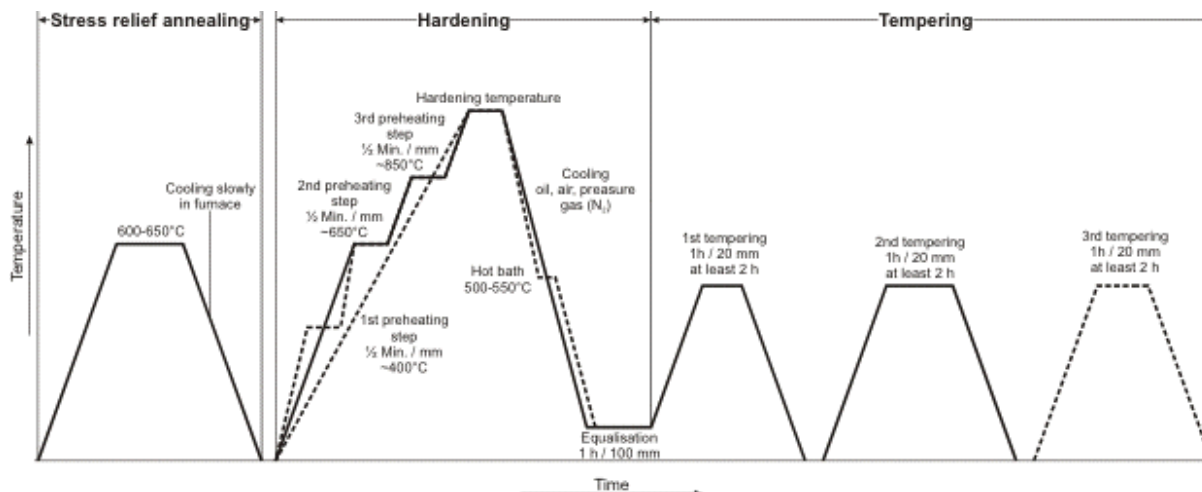
Ohřev předmětů má probíhat pozvolna a rovnoměrně. Tímto způsobem se minimalizuje riziko vzniku teplotních dilatací a s tím spojeným rizikem vzniku trhlin a tvarových deformací. Ohřev je prováděn proto v několika teplotních krocích, především u vysokolegovaných ocelí se sníženou tepelnou vodivostí. Bezpodmínečně nutný je potom vícestupňový ohřev u zařízení s rychlým ohřevem.

Jen malé nástroje jednoduchého tvaru, nebo nástroje v krabicích se zábalem, lze vkládat přímo do pece vyhřáté na kalící teplotu. Plynulý ohřev v jedné peci lze také provádět u rozměrnějších nástrojů, pokud kalící teplota nepřesáhne 950°C. Nedoporučuje se však vkládat nástroj do pece vyhřáté přímo na kalící teplotu. V případě, kdy se zakládá kalený nástroj do chladné pece, doporučuje se počáteční ohřev rychlostí 50-200°C/hod, v případě rozměrnějších nástrojů je vhodné provádět ohřev rychlostí 50°C/hod. do teploty 550 - 600°C, následně vydržet na dosažené teplotě po dobu 1 - 2 hod. pro vyrovnání teplotních rozdílů v nástroji a dále pokračovat na kalící teplotu větší rychlostí, ne však rychleji jak 200°C/hod.

Za hospodárnější postup se považuje zakládat výrobky do pece vyhřáté na teplotu 350 - 400°C, ponechat výrobek při této teplotě vyrovnat teplotní rozdíly a dále pokračovat zvyšováním teploty o 50 - 200°C za hodinu. Při dosažení teploty 650 - 850°C opět setrvat na dosažené teplotě a poté zvyšovat teplotu až do požadované kalící teploty, což v případě prováděného experimentu bude 1000 - 1050°C. Dobu setrvání na teplotě mezistupně lze určit podle tloušťky ohřívané součásti a stupni teploty mezistupně a to tak, že na každý 1 mm tloušťky materiálu při teplotě do 650°C 0,5 minuty a do 850 - 900°C 1 minutu.

Každá ocel má doporučené kalící teploty jiné a to podle chemického složení v rozmezí 30° až 80°C nad hranicí teploty A_{c3} u podeutektoidních ocelí, nebo nad A_{c1} u nadeutektoidních ocelí.

U ocelí s vysokým podílem karbidotvorných přísad, zejména pak ocelí rychlořezné se austenitizují při teplotách vyšších, a to opět podle chemického složení 1000 až 1250°C.



Obr. 2 Teplotní diagram nástrojové oceli DIN 1.2973, ČSN 19573, s naznačeným možným třetím cyklem popouštění, které nebude v rámci experimentálního projektu provedeno.
Zdroj: [8]

4.5.2 Výdrž na teplotě, austenitizace

Zdroj: [4]

Po dosažení kalící teploty v kalícím prostředí setrvá kalený nástroj po předem stanovenou dobu na teplotě austenitizace. Při této teplotě dochází k austenitizaci směsi. Postupně dochází k přeměně perlitu na austenit a se zvyšování teploty nad hranici A_{c1} dochází postupně k přeměně feritu (podeutektoidní oceli), nebo cementitu (nadeutektoidní oceli) na austenit. Proběhlá přeměna má difuzní charakter a probíhá tvorbou zárodků austenitu a jejich růstem.

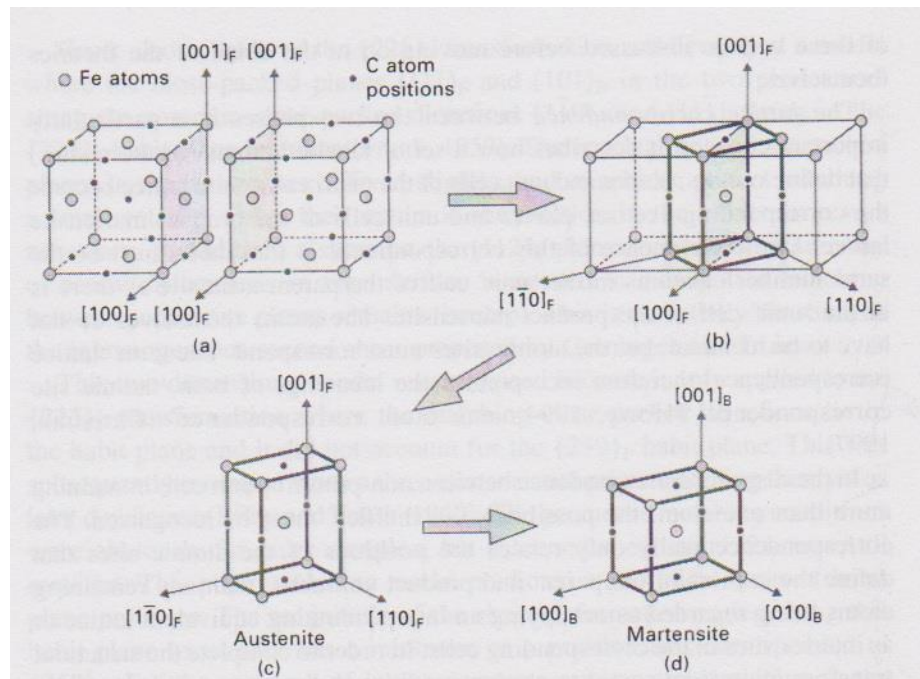
Austenit je tuhý roztok uhlíku v γ -Fe a jedná se o nemagnetickou fázi slitiny Fe-C. Jak je uvedeno výše, při ohřevu oceli nad austenitizační teplotu, dochází k transformaci krystalů α -Fe na γ -Fe. Dále dochází k rozpuštění karbidů a dalšímu nasycení austenitu uhlíkem. V průběhu austenitizace dochází k postupné homogenizaci austenitu a dalšímu růstu austenitického zrna. Dochází k vyrovnání rozdílů uhlíku. Rychlost austenitizace probíhá u ocelí zušlechťených se strukturou jemného sorbitu, nejpomaleji probíhá u hrubého zrnitého perlitu.

4.5.3 Martenzitická transformace

Zdroj: [1], [6]

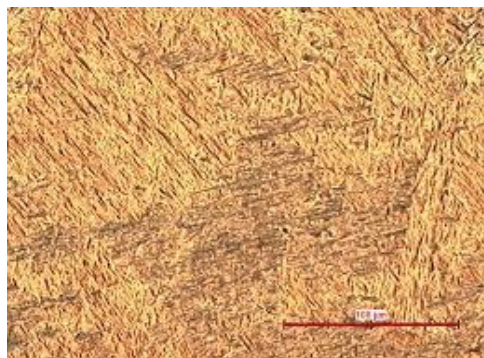
Jedním z nejdůležitějších technologických procesů tepelného zpracování oceli je kalení. V případě, že se ocel z austenitické oblasti dostatečně rychle ochladí, není dostatek času pro eutektoidní difúzně řízené transformační procesy a ocel transformuje na martenzit, nebo v některých případech martenzit s několika procenty zbytkového austenitu. Martenzitická přeměna je zvláštním případem bezdifúzní, tzv. stříhové, přeměny, při které vzniká fáze uspořádanými přesuny skupiny atomů z uzlových bodů původní fáze do uzlů mřížky fáze nové tak, že relativní změny poloh sousedních atomů jsou menší, než meziatomová vzdálenost.

Předpokladem stříhové přeměny je, že rychlost ochlazení je dostatečně rychlá, aby se zabránilo bainitické, nebo perlitické transformaci, zahrnující difuzní pohyb atomů. Martenzitická transformace se tak může vyskytovat u mnoha druhů kovových a nekovových krystalů, minerálů a sloučenin. V případě martenzitu v oceli, je rychlost ochlazování taková, že vzniká přesycený tuhý roztok uhlíku v α -Fe. Jedná se o metastabilní tuhý roztok s tetragonální prostorově orientovanou mřížkou. Martenzit v zakalené oceli má obvykle jehlicovitou nebo deskovitou strukturu. Deskový martenzit má nižší houževnatost.



Obr. 3 Schematické znázornění martenzitické transformace. Část (a) znázorňuje dvě základní austenitické buňky prostorově kubicky středěné s interstitickými atomy uhlíku v oktaedrických polohách. Obě buňky se spojí čelní plochou za vzniku tetragonální prostorově středěné mřížky, která je samostatně zobrazena na (c). Martenzitická tetragonální prostorově středěná mřížka je zobrazena na (d).

Zdroj: [1]



Obr.4 Martenzit; Zdroj: [9]

Homogenizovaný austenit γ -Fe nikdy netransformuje při martenzitické transformaci v celém objemu, ale vždy zůstává určité množství austenitu, které se nazývá zbytkový austenit. Zbytkový austenit je v zakalené oceli většinou nežádoucí strukturní součástí. Se zvyšujícím se množstvím zbytkového austenitu klesá tvrdost výsledné struktury a následkem samovolného rozpadu je příčinou tvarové a rozměrové nestability kalených předmětů.

4.5.3.1 Kinetika martenzitické transformace

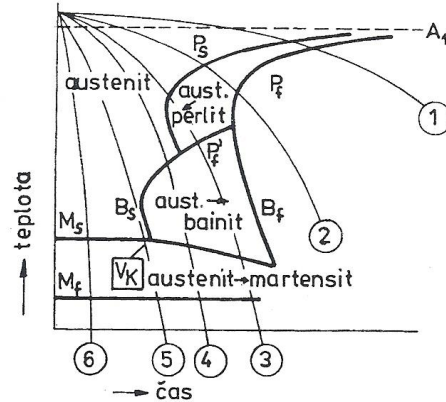
Zdroj: [1], [6]

Za účelem vytvoření základní struktury je nutné, aby došlo k velice rychlému ochlazení z oblasti austenitizační teploty na teplotu vzniku martenzitu a tím se zabránilo přeměně austenitu na perlit anebo bainit. Rychlost musí být dostatečně vysoká, aby se zabránilo dotyku ochlazovací křivky a nosu čela křivky ARA diagramu - tzv kritickou rychlostí ochlazování pro danou ocel. Tvorba martenzitu zahrnuje strukturální přeskupení (smykem) atomů z plošně centrované krychlové mřížky austenitu na tetragonální martenzitickou mřížku. Tato změna je doprovázena velkým nárůstem objemu a vznikem vnitřního napětí. To je také důvod, proč má martenzit vyšší tvrdost než austenit při shodném chemickém složení.

Charakteristickým rysem martenzitické přeměny je velká rychlost tvorby jednotlivých krystalů martenzitu, jež nukleují a okamžitě vyrůstají do své konečné délky při ochlazování v rozmezí teplot M_s a M_f . Po zakalení oceli do lázně o teplotě mezi M_s a M_f transformuje austenit velkou rychlostí v martenzit, při dalším snížení teploty již růst martenzitických útvarů nepokračuje.

Kinetika martenzitické přeměny závisí hlavně na nukleačních pochodech, neboť rychlost růstu martenzitu se blíží rychlosti zvuku v daném prostředí. Každý krystal dosahuje velmi rychle mezního rozměru, který je dán v první řadě velikostí austenitického zrna, jehož hranice představují nepřekonatelné bariéry. Martenzitické desky jednoho zrna však mohou indukovat vznik martenzitu o jiné orientaci v sousedním zru. Jako překážky mohou také působit precipitáty, vměstky a prvotně vzniklé desky martenzitu pro martenzitické útvary, tvořící se při nižších teplotách.

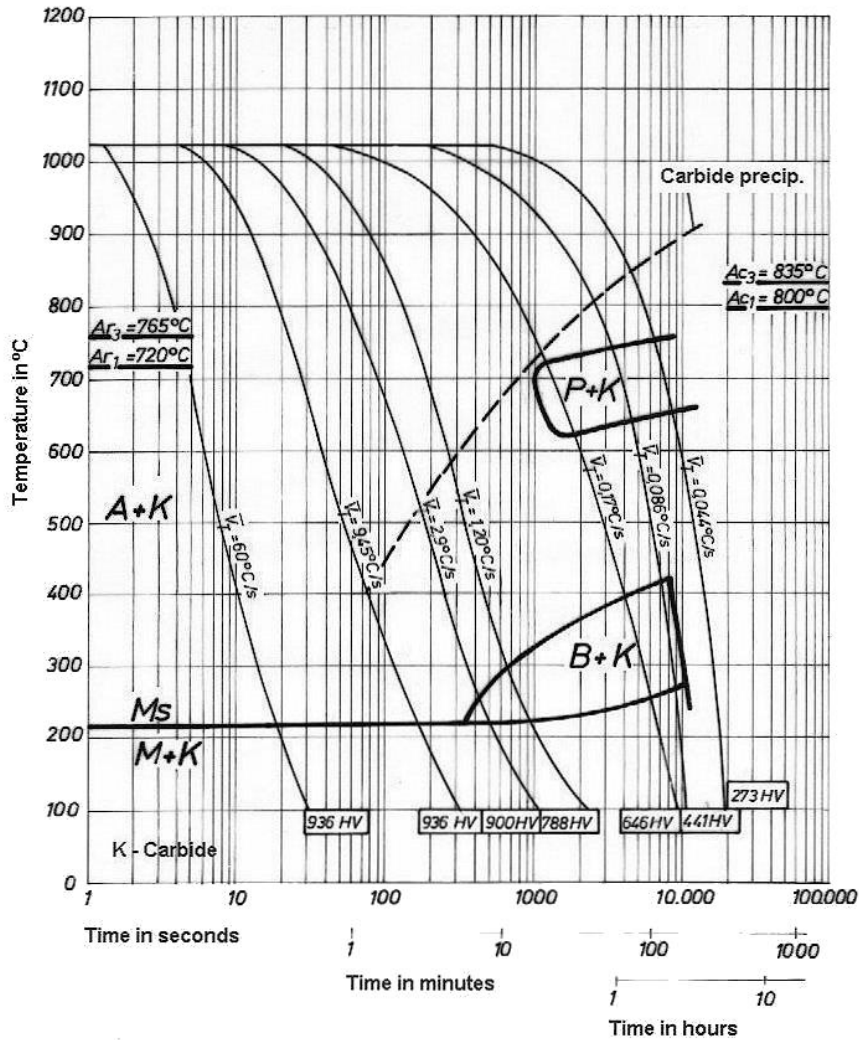
Martenzitická transformace, i když není okamžitá, je podstatně rychlejší než difúzně řízené procesy, jako je feritická a perlitická transformace. Výsledná tvrdost oceli je (zejména) funkcí obsahu uhlíku.



Obr.5 ARA diagram. Křivka 1 a 2 – vznik perlitické struktury, křivka 3 – vznik perlitické a bainitické struktury, křivka 4- vznik bainitické struktury, křivka 5 a 6 – vznik martenzitické struktury. Křivka 5 je křivka kritické rychlosti ochlazování; Zdroj: [10]

Martenzitická transformace začíná na teplotě martenzit start (M_s) a končí na teplotě martenzit finish (M_f) a je ovlivněna obsahem uhlíku. Zvýšený obsahu uhlíku v austenitu stlačuje teploty M_s a M_f , což vede k obtížím při transformaci všech austenitických zrn na martenzit. Martenzitická přeměna tak nezávisí na rychlosti ochlazování, ale na chemickém složení austenitu. Všechny prvky rozpuštěné v austenitu snižují M_s , jen hliník a kobalt ji zvyšují. Vliv jednotlivých prvků je dán jejich koncentrací v austenitu.

Na velikost M_s mají vliv také podmínky austenitizace. Se zvyšující se teplotou austenitizace se poloha M_s snižuje, zejména u legovaných ocelí s vyšším obsahem uhlíku. Hlavní příčinou je zvyšující se koncentrace uhlíku a přísad v austenitu, jež je důsledkem postupného rozpouštění karbidů.



Obr.6 ARA diagram oceli 1.2973, ČSN 19573
Zdroj: [4]

4.5.3.2 Morfologie martenzitu

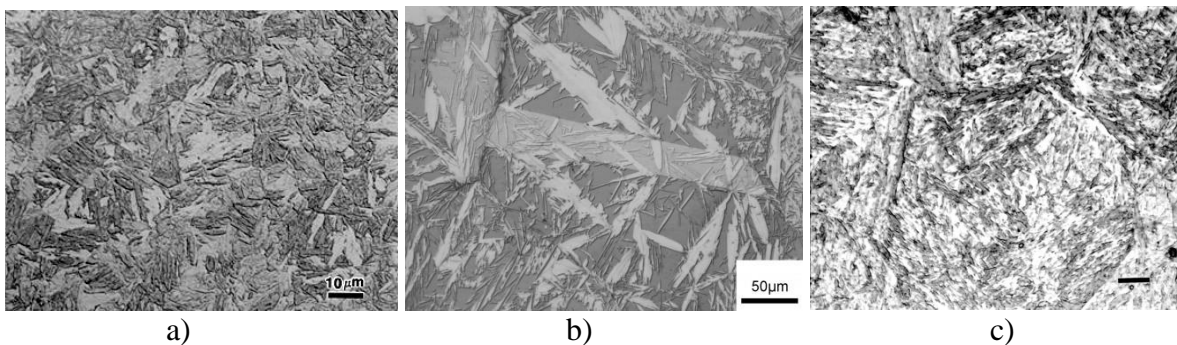
Zdroj: [1], [2]

Martenzit lze pozorovat v mikrostruktuře běžných ocelí ve dvou zřetelně odlišných formách. Buď ve formě martenzitických jehlic, nebo martenzitických desek. Uspořádání je závislé na obsahu uhlíku v oceli. Obecně platí, že jehlicový martenzit má vyšší houževnatost a tažnost, ale malou pevnost, zatímco deskový martenzit je mnohem tvrdší, ale má tendenci být křehčí. V každém zrna austenitu vzniká obvykle větší počet martenzitických krystalů a jejich velikost vzrůstá s velikostí zrna austenitu a jeho homogenitou. Kolem rostoucího martenzitu vzrůstá v austenitické matici napětí, dochází k plastické deformaci a roste hustota dislokací.

Přeměna posledních zbytků austenitu, obklopeného deskami austenitu, se stává obtížnou také proto, že martenzit má větší měrný objem než austenit.

U slitin s obsahem uhlíku do cca 0,60% a u bohatě legovaných ocelí, je morfologie martenzitu jehlicovitá s dislokacemi (dislokační martenzit) a jeví se jako dlouhé, tenké jehlice, často seskupené ve skupinách s vysokou hustotou dislokací. Deskový martenzit s vnitřními dvojčaty (dvojčatový martenzit) se nachází ve slitinách obsahujících více než 0,60% uhlíku. V uhlíkových ocelích je tato struktura přítomna výhradně při obsahu uhlíku nad 0,75%. Při obsahu uhlíku mezi 0,60 a 1,00% uhlíku, je martenzitická struktura směsí jehlicových a deskových typů.

U ocelí s obsahem uhlíku pod 0,6% dochází i při rychlém ochlazení k částečnému popuštění martenzitu a k dílčím změnám tetragonality mřížky. Nepopuštěný martenzit lze poměrně snadno získat u ocelí nadeutektoidních. S klesajícím obsahem uhlíku však vzrůstá teplota M_s , takže vznikající martenzit je vystaven působení teplot, za kterých je jeho rozpad již velmi rychlý. Částečnému popuštění martenzitu lze zabránit přísadou prvků, které snižují teplotu M_s , například nikl nebo mangan.



Obr. 7

a) jehlicový martenzit, b) deskový martenzit, c) deskový a jehlicový martenzit
Zdroj: [11]

4.6 Popouštění

Zdroj: [1], [2], [6]

Temperování je závěrečný krok tepelného zpracování nástrojových ocelí. Po austenitizaci a kalení je tepelně zpracovaná ocel s vysokým obsahem vnitřního pnutí, a proto je velmi náchylná ke vzniku trhlin. Popouštění zvyšuje houževnatost oceli. Popouštění zahrnuje ohřev oceli do teplotního rozmezí, které se vždy musí pohybovat pod kritickou teplotou transformace A_{c1} , následováno ochlazením na vzduchu. Tento krok tepelného zpracování vytvoří výslednou strukturu a mechanické vlastnosti kalené ocele. Jak bylo uvedeno dříve, martenzit je nestabilní přesycený tuhý roztok uhlíku a legujících prvků v železe.

V uhlíkových a nízkolegovaných ocelích se temperování užívá ke zvýšení houževnatosti a odolnosti proti lomu, která je u tohoto typu oceli velmi nízká. U vysoce legovaných ocelí se používá popouštění k tvorbě disperzně stabilních karbidů odolných k hrubnutí za vysokých teplot, čímž se zvyšuje životnost kaleného nástroje.

Vysoká hustota defektů a přesycení tuhého roztoku poskytuje termodynamické hnací síly pro řadu časově a teplotně závislých mikrostrukturních změn při temperování. Dále zbytkový austenit (ZA) je nestabilní pod A_{c1} , a proto musí v průběhu temperování transformovat. Výsledná a nejvíce stabilní struktura, která vzniká za využití temperování, jsou disperzní hrubé karbidy v matici feritu. Nicméně předtím, než je dosaženo tohoto stavu, vzniká větší množství jemnějších disperzních karbidů v popuštěném martenzitu. Jemnější disperze jsou výsledkem kinetických omezení, související s krátkými difuzními vzdálenosti, dané nízkými teplotami nebo nízkou difuzivitou legujících prvků.

V průběhu popouštění se při zvyšování teploty mění postupně jak martenzit, tak zbytkový austenit. V první fázi popouštění dochází při nízkých teplotách, 80 až 100°C, k rozpadu tetragonálního martenzitu za precipitace nerovnovážného karbidu ϵ a tvorby nízkouhlíkového martenzitu. Tato heterogenní struktura se někdy označuje jako popuštěný (kubický) martenzit. Karbidy precipitují v krystalech martenzitu jako řada velmi jemných částic o velikosti pouze 2-4 nm. Po první fázi temperování zůstává v martenzitické matici 0,25% uhlíku, ne všechny se tedy spotřebuje na tvorbu karbidů. První etapa temperování zlepšuje houževnatost, ale tvrdost klesá jen nepatrně. Vysoká tvrdost a pevnost jsou zachovány, protože nízké teploty po kalení omezují velikost přechodových karbidů a způsobují tak pouze malou změnu v dislokační substruktuře martenzitu. K mírnému poklesu tvrdosti také dochází proto, že téměř veškerý uhlík segregoval již v průběhu kalení a k precipitaci ani k zotavení nedochází.

Druhá fáze temperování zahrnuje transformaci zbytkového austenitu na směs feritu a cementitu. U uhlíkových nebo nízkolegovaných ocelí probíhá druhá fáze temperování v rozmezí teplot 200-350°C. Karbidy vytvořené v průběhu druhé fáze jsou mnohem hrubší než přechodové karbidy. Při popouštění za teplot vyšších než 200°C tvorba tyčinkových karbidů vede k poklesu tvrdosti, který je výraznější u slitin s vyšším obsahem uhlíku. Vyšší tvrdost martenzitu bohatšího uhlíkem lze přisoudit vytvrzujícímu efektu těchto karbidů. Transformace zbytkového austenitu probíhá přímo a její mechanismus je stejný, jako při bainitickém rozpadu austenitu. Výsledkem transformace je struktura podobná martenzitu popuštěnému na stejnou teplotu. Při této přeměně difúzní povahy, jejíž rychlost je kontrolována difuzí uhlíku austenitem, vzrůstá měrný objem a mění se magnetické vlastnosti, kdy magnetizace vzrůstá. Zvyšováním teploty popouštění vzrůstá tloušťka karbidických útvarů a původní jehlicovitý charakter metalografické struktury se porušuje.

Ve vysoce legovaných nástrojových ocelí je zbytkový austenit mnohem stabilnější. Difúzně řízená transformace zbytkového austenitu je proto posunuta k vyšším teplotám popouštění. K výrazné změně dochází při teplotách kolem 400°C, kdy se tyčinkové karbidy rozpouštějí a vznikají kulovitá zrna cementitu s příznivější hodnotou povrchové energie. Cementit nukleuje přednostně na hranicích jehlic martenzitu a na hranicích původních austenitických zrn.

Při teplotách nad 500°C probíhá při popouštění zotavování, které mění dislokační substruktuuru martenzitických jehlic a odstraňuje alespoň některé hranice s malými úhly mezi nimi. Hranice s velkými úhly mezi sousedícími jehlicemi martenzitu se zachovávají a výsledkem pochodu je struktura jehlicovitého feritu o nízké hustotě dislokací. U deskovitého martenzitu zanikají dvojčatové hranice. Růst části cementitu dále pokračuje. Při teplotách nad 600°C se jehlicovitý ferit rekrystalizací mění v polyedrický a cementitické částice kulovitého tvaru jsou uloženy jak na hranicích, tak uvnitř zrn. Při vyšším obsahu uhlíku je průběh rekrystalizace brzděn větší hustotou útvarů cementitu. Po skončení rekrystalizace jsou při dalším popouštění jedinými kinetickými ději růst feritického zrna a cementitických částic. Při růstu některých částic cementitu se však současně některé jiné musejí rozpouštět v matici.

Výsledkem popouštění při vyšších teplotách je tedy vznik cementitu kulovitěho tvaru, jehož hrubost roste s výší popouštěcí teploty, s níž se také mění struktura i substruktura matrice přes jehlicový až k polyedrickému feritu, jehož velikost zrna rovněž vzrůstá s dobou teplotou popouštění. Heterogenní feriticko-cementitická struktura získaná popouštěním se někdy označuje jako sorbit a sferoidizovaný perlit, který vzniká při nejvyšších popouštěcích teplotách.

5. Ocel 19573

Zdroj: [12]

Ocel s označením ČSN 19573 je ledeburická 12% Cr ocel, která je vysoce prokalitelná s výborným poměrem pevnosti a houževnatosti. Vyznačuje se vysokou pevností, zejména v tlaku. Je rozměrově stálá, s odolností proti opotřebení.

Používá se pro nástroje ke stříhání za studena, nástroje ke stříhání materiálů do tloušťky asi 10 mm, materiálů o vysoké pevnosti, materiálů s keramickým povlakem, rotorových plechů, plechů z nerezavějících ocelí ap., např. nože tabulových nůžek, kruhové nůžky, nože na stříhání drátů. Nástroje pro tváření za studena, jako jsou nástroje k protlačování a tlačení i při vysokých tlacích, tvarovací lisovadla, tažidla, průvlaky, nástroje ke tváření závitů, hladké i profilové válce, razidla a kovádla. Dále se ocel 19573 používá pro zhotovení velmi namáhaných forem a jejich části pro tváření plastů, forem na lisování prášků, na sklo, porcelán a keramické materiály. Z oceli 19573 se vyrábějí nástroje k obrábění materiálů nízké pevnosti, dřeva a ostatních nekovových materiálů jako nože, frézy, protahovací a protlačovací nástroje na drcení a mletí, např. kladiva drtičů a čelisti pro jemné drcení a mletí.

6. Zkouška odolnosti proti opotřebení

Ke zjištění odolnosti materiálu proti opotřebení, tedy abrazivnímu opotřebení, používáme různých laboratorních zkoušek. Tyto zkoušky jsou buď stanoveny normou anebo předpisem pro jejich provedení.

6.1. Zkouška metodou pin-on disk

Zdroj: [13]

Jedná se o jednoduchou tribologickou zkoušku, při které je na povrch vzorku přiloženo „PIN“ tělíčko ve formě válečku anebo nerotující kuličky. V předem určené vzdálenosti od středu vzorku je „PIN“ tělíčko přitlačeno předem stanovenou silou. Disk zkušebního tělesa se otáčí zvolenými otáčkami po předem definovanou dobu, která je stanovena počtem kol. Během průběhu testu se na vzorku vytvoří stopa, která je následně analyzována. Výsledky testu jsou ovlivněny několika základními faktory. Jsou to: počet cyklů, velikost přitlačné síly, relativní rychlost mezi vzorkem a „PIN“ tělíčkem, velikost dotykové plochy, stav a kvalita vzorku, teplota povrchu vzorku, použitý lubrikant a fyzikální a mechanické vlastnosti použitého vzorku a „PIN“ tělíčka.

7. Navrhovaný experimentální program

Ocel ČSN 19573 je svým chemickým složením vysokolegovaná ledeburická ocel s 12% Cr, velice odolná proti abrasivnímu a adhesivnímu opotřebení s velmi tvrdými karbidy v základní matici.

Vzhledem ke skutečnosti přítomnosti velmi tvrdých karbidů a jejich částečnému rozpuštění při ohřevu, probíhá austenitizace při velkých teplotách v rozmezí 1000 – 1080°C. Výdrž na této teplotě je v rozmezí 15 – 40 minut. Následuje ochlazování v olejové lázni minimálně kritickou rychlostí pro dosažení teploty M_s , kdy dojde ke stříhové bezdifúzní transformaci austenitu na martenzit. Vzhledem k obsahu zbytkového austenitu v martenzitické struktuře a velkým napětím, vyvolaným stříhovou změnou při objemové změně vyvolané změnou krystalové mřížky, dojde po ochlazení k několikanásobnému popuštění, při kterém dojde k dalším změnám, vymizení napětí a získání výsledných vlastností oceli.

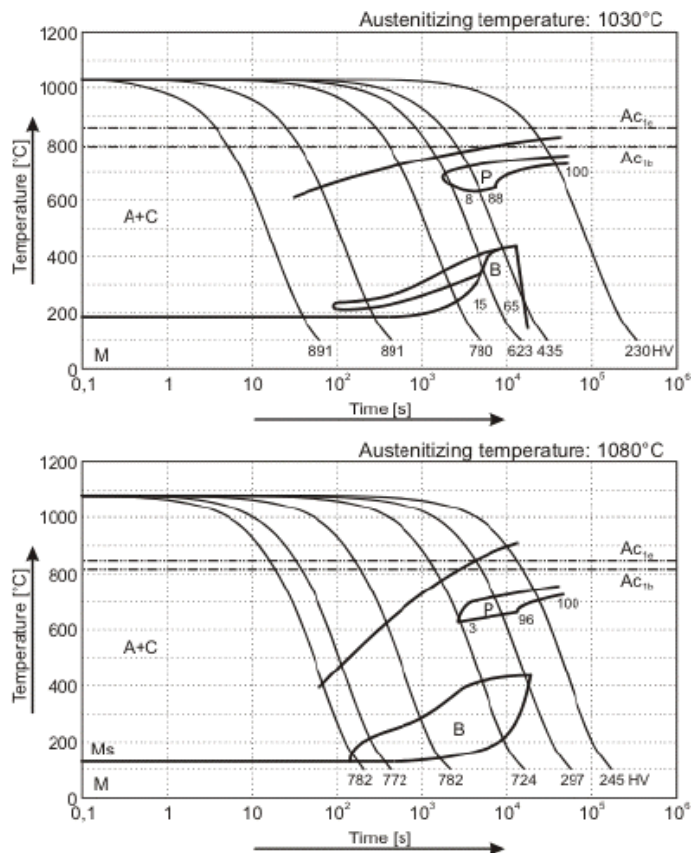
Zájmem experimentálního programu bude kalení několika vzorků, které mají stejné výchozí vlastnosti. Každý ze vzorků bude kalen při jiné teplotě.

V prvním případě budou vzorky kaleny na teplotu 1010°C s výdrží na teplotě 35 minut a následně bude ochlazen podle příslušného, níže uvedeného ARA diagramu pro ocel 19573. Následně bude vzorek č. 1 popuštěn při teplotě 200-550°C, a to 2x s výdrží na teplotě po dobu 2 hodin.

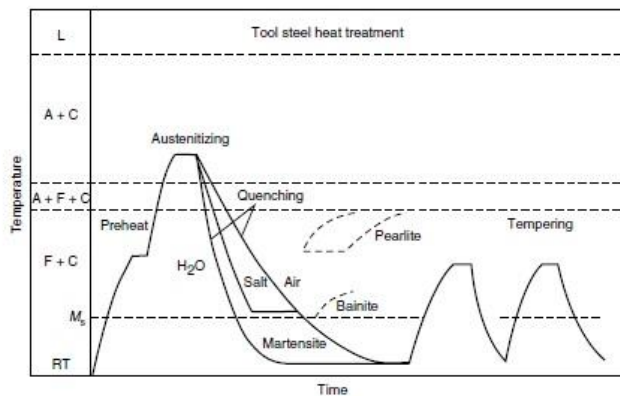
Ve druhém případě budou vzorky kaleny na teplotu 1030°C s výdrží na teplotě 25 minut a následně bude ochlazen podle příslušného, níže uvedeného ARA diagramu pro ocel 19573. Následně bude vzorek č. 1 popuštěn při teplotě 200-550°C, a to 2x s výdrží na teplotě po dobu 2 hodin.

Ve třetím případě budou vzorky kaleny na teplotu 1050°C s výdrží na teplotě 15 minut a následně bude ochlazen podle příslušného, níže uvedeného ARA diagramu pro ocel 19573. Následně bude vzorek č. 1 popuštěn při teplotě 200-550°C, a to 2x s výdrží na teplotě po dobu 2 hodin.

Po dokončení kalení vzorků a následného popuštění, bude provedena laboratorní zkouška pin-on disk, která určí výslednou tvrdost zakalené vrstvy a její odolnost proti opotřebení.



Obr. 8 ARA diagram oceli ČSN 19573 s rozdělením křivek ochlazování v závislosti na čase a kalicí teplotě. Diagramy jsou rozděleny pro austenitizační teploty do 1030°C a do 1080°C.
Zdroj: [14]



Obr. 9 Schematický diagram tepelného zpracování oceli s rozdělením na fázi ohřevu, austenitizace, ochlazení a popouštěcího procesu. Zdroj: [4]

EXPERIMENTÁLNÍ PROGRAM

Předmětem experimentálního programu bylo zjištění odolnosti povrchu nástrojové oceli ČSN 19573, DIN 1.2379 proti opotřebení v závislosti na kalící teplotě. Jedná se o molybdenem a vanadem legovanou nástrojovou ocel s vysokým podílem uhlíku a chrómu. Charakteristické vlastnosti této oceli jsou: vysoká odolnost proti opotřebení, vysoká pevnost v tlaku, dobrá prokalitelnost, vysoká rozměrová stálost při kalení a dobrá odolnost proti popouštění. Chemické složení nástrojové oceli dodávané ve vyžíhaném stavu na měkko při tvrdosti cca 210HB je dle tabulek dodavatele Uddeholm následující:

Chemické složení:	C %	Si %	Mn %	Cr %	Mo %	V %
	1,55	0,3	0,4	11,8	0,8	0,8

Tab. č 1 – chemické složení oceli ČSN 19573 [% hm.]; zdroj: [15]

Příprava vzorků

Poskytnutý vzorek nástrojové oceli ČSN 19573 byl pro výzkumné účely experimentálního programu připraven rozřezem z bloku na kostky o velikosti 19 x 19 x 19 mm. Řezání bylo provedeno v laboratořích ZČU, k řezání bylo použito automatické řezačky společnosti Struers Discotom-6. Pro řezání bylo použito rychlostí v rozmezí 0,2 – 0,8 mm/s. Bylo připraveno celkem 20 vzorků. Vzorky byly rozděleny do tří skupin, a to vzorky A,B,C,D,E,F,G, vzorky H,I,J,K,L,M,N a vzorky O,P,Q,R,S. Vzorek T byl ponechán nezařazený a následně byl použit jako etalon. Dále byly ze zbytku poskytnutého bloku pořízeny dva menší kusy o rozměrech 19 x 19 x 5 mm, také jako vzorky původního materiálu, pro následné provedení zkoušky skutečného chemického složení a zkoušky tvrdosti ve stavu vyžíhaném na měkko.

1. VARIANTA „A“

1.1 Tepelné zpracování

Ocel ČSN 19573 byla před zahájením tepelného zpracování ve stavu po žíhání na měkko. Všechny vzorky, které byly následně určené k tepelnému zpracování, byly opatřeny nátěrem v ochranném nátěru proti oduhličení značky TINDEREX.

Procesy tepelného zpracování byly navrženy ve třech režimech. První režim, provedený na vzorcích označených A, B, C, spočíval v ohřevu vzorku na teplotu austenitizace 1010 °C. Vzorky se vzhledem k jejich velikosti a jednoduchému rozměru vkládaly do pece předem vyhřáté na austenitizační teplotu. Celková doba umístění vzorku v peci byla 45 minut, tedy doba setrvání na teplotě austenitizace po prohřátí vzorku v plném průřezu byla 30 minut. Následně byly vzorky rychle přemístěny do olejové lázně, kde došlo k prudkému poklesu teploty a proběhlo kalení vzorku. Vzorky byly v lázni pohybovány, aby se zabránilo vzniku izolačního parního polštáře a ke snížení tepelné vodivosti olejové lázně. Po ochlazení vzorků na teplotu 60 – 70 °C došlo k jejich vyjmutí z olejové lázně a očištění povrchu vzorků látkou perchlor pro zbavení zbytků ochranného nátěru. Následně byly vzorky popuštěny v peci vyhřáté na teplotu 495 °C. V peci vzorky setrvaly 2 hod., následně byly vyjmuty z pece na 20 minut, kdy došlo k pozvolnému

ochlazení vzorků na teplotu 70°C a poté byly vzorky opět vloženy do pece, kde při shodné teplotě 495 °C setrvaly opět 2 hod. Poté byly vzorky naposledy z pece vyjmuty a volně vychladly na vzduchu. Tímto byl proces tepelného zpracování vzorků A, B, C ukončen. Požadavkem tepelného zpracování bylo dosažení u vzorků základní struktury složené z martenzitu, zbytkového austenitu a rovnoměrně rozptýlených částic tvrdých karbidů.

Shodný postup tepelného zpracování byl proveden s dalšími vzorky. Rozdílná byla austenitizační teplota. U vzorků H, I, J byla teplota 1030 °C a u vzorků O, P, Q byla teplota 1050 °C.

Pro zjištění chemického složení a dosažených mechanických vlastností a dosažené struktury dodaného experimentálního materiálu bylo použito dále uvedených zkoušek.

1.2 Chemický rozbor vzorku

Zkouška chemického složení etalonu byla provedena na zařízení GDS550A, buzení doutnavým DC výbojem a spektroskop s CCD deskami. Jedná se o buzenou analýzu, měření průměrného množství v objemu materiálu. Výsledné chemické složení etalonu je uvedené v tabulce č. 2:

Název	C165 %	Mn353 %	Si288 %	P177 %	S180 %	Cr267 %	Ni349 %	W400 %
19573	1,47	0,429	0,299	0,0288	0,0057	11,3	0,325	0,0442
	Mo317 %	V411 %	Cu327 %	Ti337 %	Nb410 %	Co345 %	Al396 %	
	0,73	0,81	0,111	0,0215	0,0462	0,0336	0,0007	

Tab. č. 2 – chemické složení etalonu experimentálního materiálu oceli ČSN 19573 [% hm.]; zdroj: [16]

Porovnáním skutečného stavu z kontrolního vzorku a tabulkových hodnot výrobce Uddeholm je zřejmá shoda u většiny sledovaných položek. Pouze u obsahu uhlíku je rozdíl 0,08%, který však na výsledné vlastnosti oceli nemá žádný zásadní vliv.

1.3 Měření tvrdosti

Zdroj: [17]

Další částí experimentu bylo ověření tvrdosti povrchu vzorku v původním stavu a vzorků zpracovaných při různých austenitizačních teplotách a dobách výdrže na teplotě 45 minut. Výsledky jsou shrnuty do přehledné tabulky. Zkouška tvrdosti byla provedena metodou dle Vickerse EN ISO 6507, kdy zkušební vzorky byly postupně podrobeny zkoušce vtisku indentoru ve tvaru diamantu s vrcholovým úhlem 136° a přítlačnou silou 30 kg.



obr. č 10, 11 - Zkouška tvrdosti

Do každého vzorku byly provedeny dva vtisky, u vzorku materiálu původního stavu byly provedeny tři vtisky. Výsledky vtisků byly podrobeny dvojímu vyhodnocení, a to poměrově interpolací dle tabulky tvrdostí s porovnáním ve sloupci s hodnotou HV30 a následně výpočtem dle vzorce uvedeného v posledním sloupci tabulky.

Austenitizační teplota	Vzorek	Vtisk	Naměřené hodnoty [μm]		Střední hodnota [μm]	Výsledná tvrdost odečtená [HV]	Výsledná tvrdost vypočtená [HV] $HV = 1,854 * \frac{F}{d^2}$	Průměrná hodnota	Směrodatná odchylka	
			d ₁	d ₂	$d = \frac{d_1 + d_2}{2}$				[HV]	[%]
1010 °C	A	1	298	299	298,5	623	624	624	3,1	0,5
		2	299	301	300	620	618			
	B	1	297	302	299,5	620	620			
		2	300	303	301,5	610	612			
	C	1	298	295	296,5	630	633			
		2	296	294	295	640	639			
1030 °C	H	1	292	293	292,5	650	650	649	6,7	1,0
		2	293	294	293,5	645	646			
	I	1	290	291	290,5	660	659			
		2	292	293	292,5	650	650			
	J	1	294	292	293	650	648			
		2	293	295	294	645	643			
1050 °C	O	1	291	294	292,5	650	650	648	4,0	0,6
		2	292	293	292,5	650	650			
	P	1	291	291	291	655	657			
		2	292	294	293	650	648			
	Q	1	294	296	295	640	639			
		2	293	294	293,5	645	646			
Žiháno na měkko		1	497	512	504,5	219	219	210	7,6	3,6
		2	513	524	518,5	206	207			
		3	517	525	521	205	205			

Tab. č. 3 – měření tvrdosti varianta „A“

Provedenou zkouškou byl potvrzen očekávaný závěr, kdy materiál v původním stavu vyžíhaném na měkko 200 HV byl o několik řádů měkčí, a provedeným tepelným zpracováním došlo k celkovému zpevnění. Z výsledků zkoušky je dále patrný rozdíl v tvrdostech zpracovaného materiálu, při různých austenitizačních teplotách, a plně koresponduje s popouštěcím diagramem nástrojové oceli ČSN 19573.

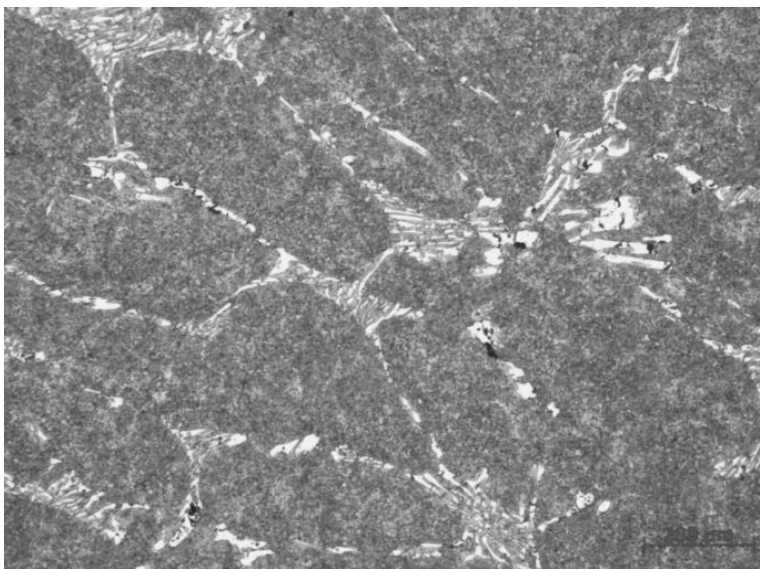
1.4 Metalografický rozbor

Zdroj: [6]

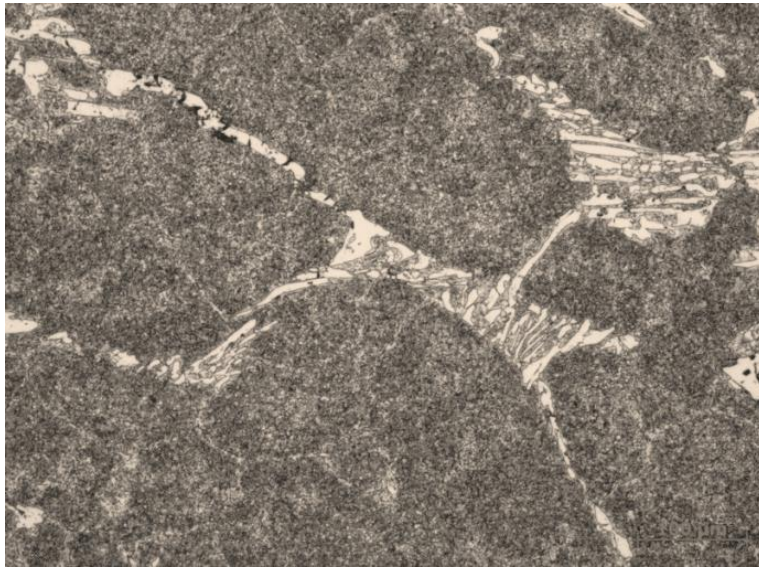
Další částí experimentálního projektu bylo na vybraných vzorcích C, J, Q a etalonu označeného T provedení metalografických výbrusů. Vzorky byly naleptány v leptadle NITAL 3 %. Účelem bylo zjištění dosažené struktury materiálu při různých austenitizačních teplotách s výdrží na teplotě 45 minut, kalením do oleje a následným popouštěním 2 x 2 hodiny s výdrží na teplotě 495 °C a následným ochlazením na teplotu okolí.

Metalografické vzorky byly postupně broušeny a leštěny na automatické metalografické brusce/leštičce Struers Tegramin 20, a to postupně rovinným broušením na diamantových kotoučích MD-Piano 80, 220, 500, dále jemným broušením na diamantovém kotouči MD-Allergo. Následně byly vzorky vyleštěny na leštících kotoučích NAP 3 μ m a 1 μ m. Uvedeným postupem byl povrch vzorku připraven do stavu, kdy bylo možné provést leptání na strukturu. K leptání bylo použito leptací směsi na bázi kyseliny dusičné HNO₃ a ethanolu NITAL 3%. Vzorky byly po naleptání zkoumány na inverzním metalografickém mikroskopu Carl Zeiss Z1M s digitální kamerou o rozlišení 5,0 MPix za užití softwaru Axiovision pro hodnocení struktury.

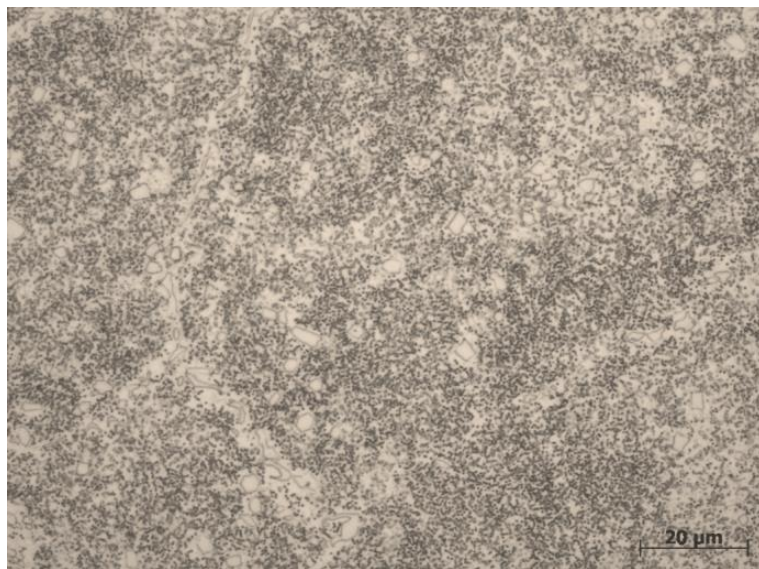
Jako první vzorek byl podroben zkoumání vzorek původního stavu ve vyžíhaném stavu na měkko.



Obr. č 12 – Na snímku zřetelná protažená primární austenitická zrna s výraznou segregací primárních karbidů po hranicích zrn; Zvětšení 50x



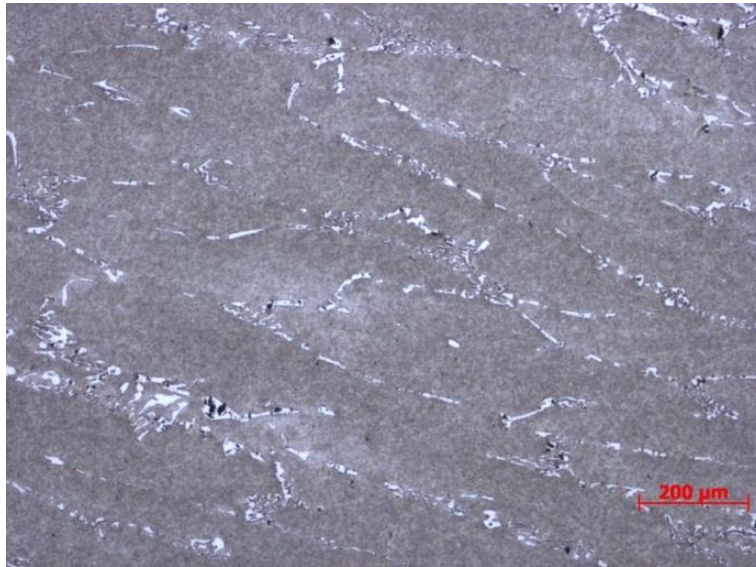
Obr. č 13 - Na snímku zřetelná protažená primární austenitická zrna s výraznou segregací primárních karbidů po hranicích zrn; Zvětšení 100x



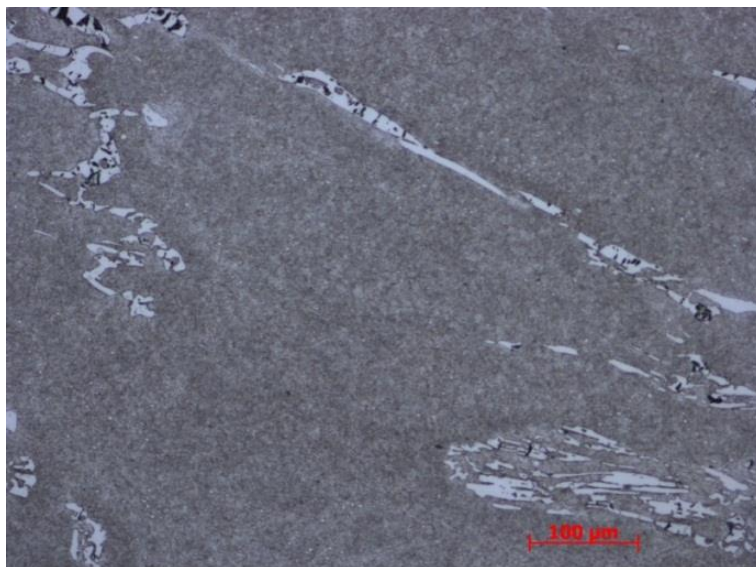
Obr. č 14 – Detail hranice primárních austenitických zrn se segregací karbidů v levé části snímku procházející z hora dolů, patrná perlitická struktura; Zvětšení 500x

U vzorků na obrázcích 12 a 13 je zřetelná segregace velkých primárních karbidů po hranicích původního austenitického zrna. Z protažení zrna v jednom směru se dá usuzovat na tváření oceli válcováním, které však nebylo dostatečné a nedošlo tak k rozrušení struktury velkých primárních karbidů. Na snímcích jsou patrné černé skvrny v místech velkých karbidů, které vznikly vylámaním a vydrolením těchto karbidů v průběhu přípravy vzorku pro metalografický rozbor. Na snímku č. 14 jsou zřetelné malé sekundární karbidy bílé barvy, několikaúhelníkového případně oblého tvaru, rozmístěné rovnoměrně v základní matici tvořené perlitem.

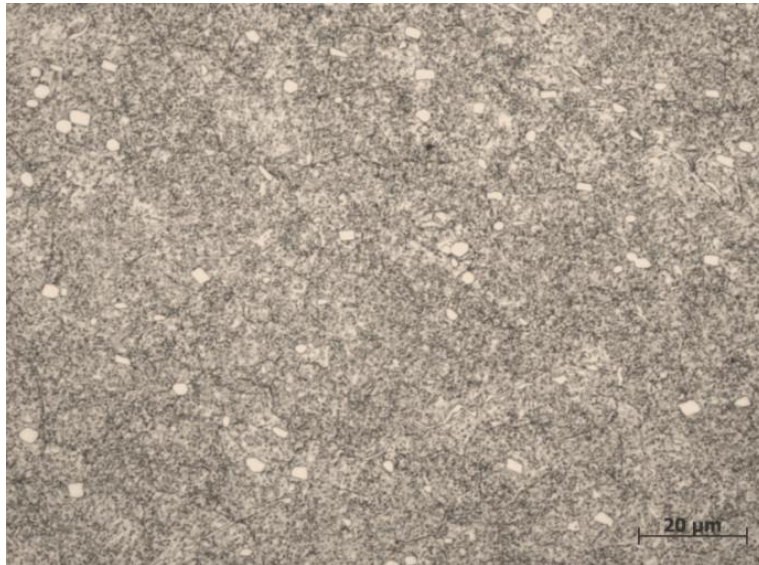
Následovaly vzorky po tepelném zpracování v pořadí 1010 °C, 1030 °C a 1050 °C



Obr. č 15 – Na snímku patrná přetrvávající segregace primárních karbidů po hranicích austenitických zrn; Zvětšení 50x



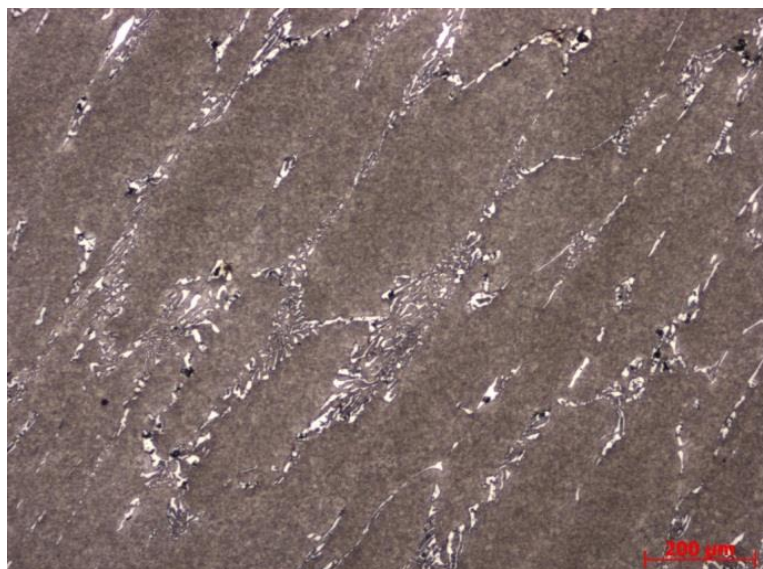
Obr. č 16 – Detail hranice zrn se segregací primárních karbidů; Zvětšení 100x



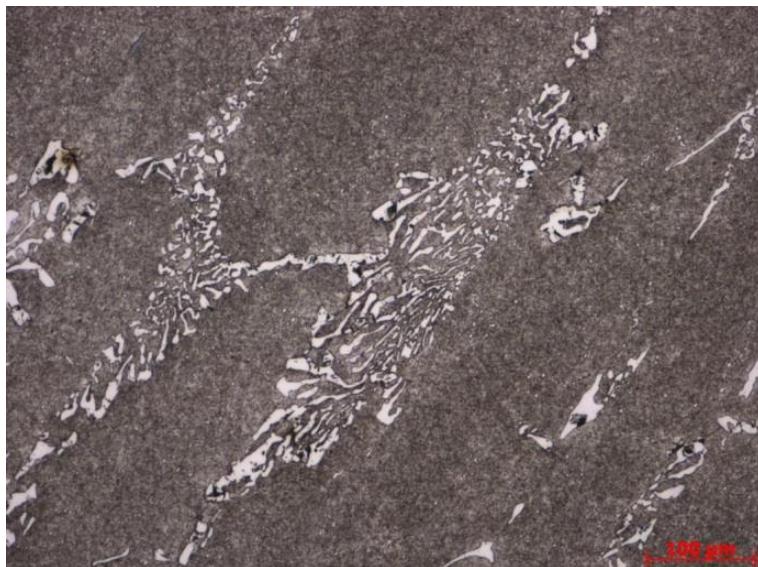
Obr. č 17 – Detail struktury vzorku s rozložením sekundárních karbidů v martenzitické matici;
Zvětšení 500x

Na snímku č. 15 a 16 je zřejmé, že k rozrušení velkých karbidů vlivem tepelného zpracování došlo pouze omezeně. Dá se tedy usuzovat, že se jedná o speciální karbidy chromu, wolframu, vanadu, molybdenu a dalších. Tyto karbidy mají vysokou teplotu tavení, v případě Cr_3C_2 je teplota tavení $1890\text{ }^\circ\text{C}$, TiC $3140\text{ }^\circ\text{C}$ a WC $2870\text{ }^\circ\text{C}$. Také na snímcích č. 15 a 16 jsou zřejmé místa s vypadanými karbidy, která se jeví jako černé či tmavé skvrny v místech velkých primárních karbidů. Na snímku č. 17 je vidět, že základní matrice je tvořena martenzitem a popuštěným (kubickým) martenzitem, případně bainitem a ve struktuře jsou nepravidelně rozmístěné menší, většinou několikaúhelníkové karbidy bílé barvy a dále velmi malé oblé karbidy stejné barvy.

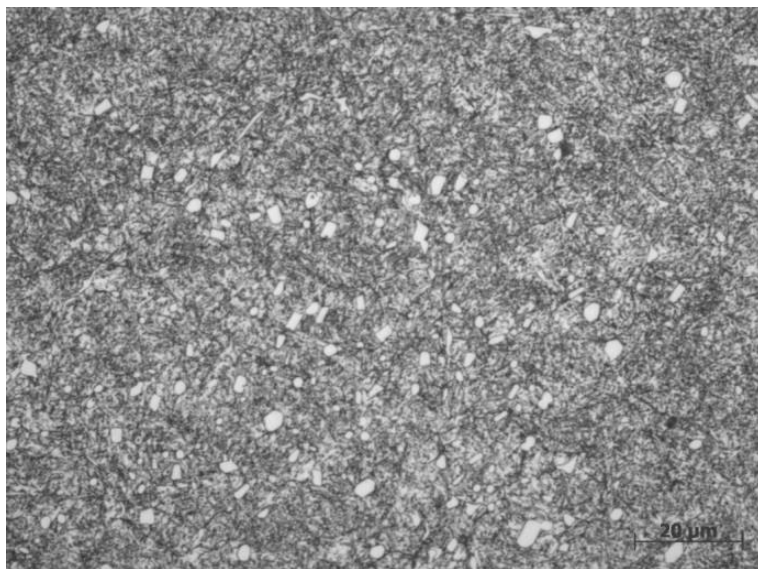
Dále byly zkoumány vzorky s austenitizační teplotou $1030\text{ }^\circ\text{C}$.



Obr. č 18 – Protážená primární zrna s výraznou segregací primárních karbidů; Zvětšení 50x

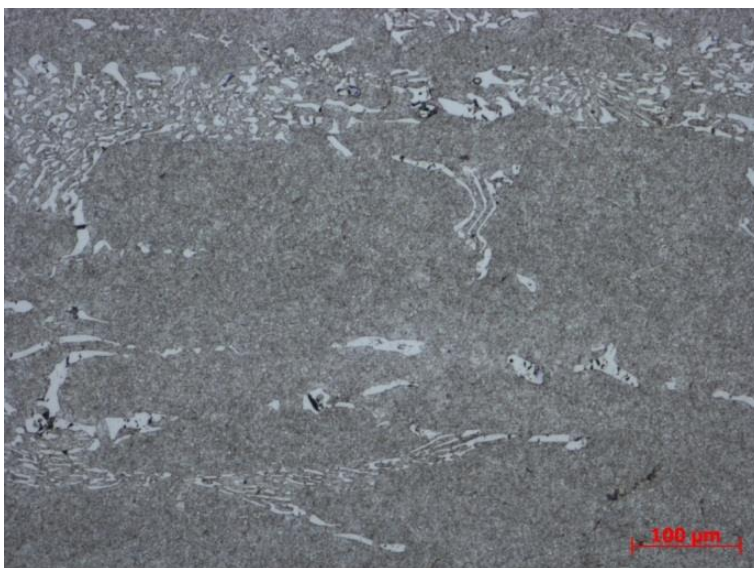


Obr. č 19 – Detail hranice primárních zrn se segregací primárních karbidů; uvnitř zrn patrné sekundární karbidy;
Zvětšení 100x

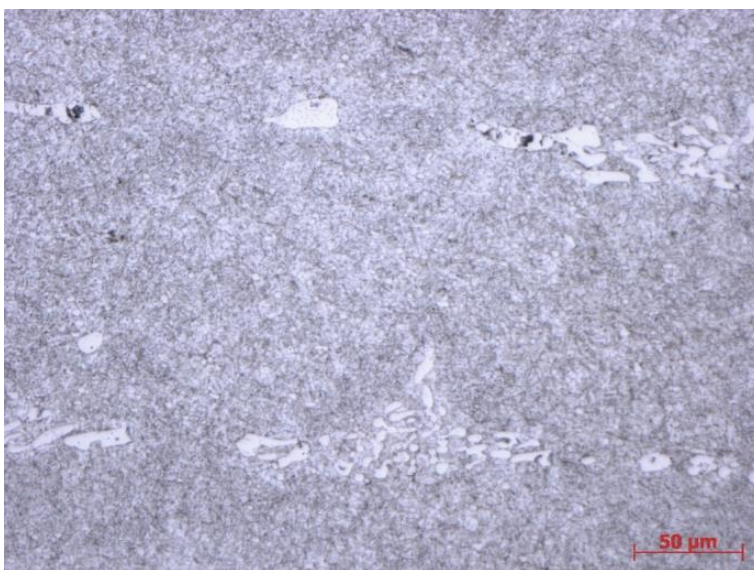


Obr. č 20 – Detail struktury vzorku s rozmístěnými sekundárními karbidy v matici popuštěného (kubického) martenzitu;
Zvětšení 500x

Vzorky s austenitizační teplotou 1050 °C



Obr. č 21 – Výrazná segregace primárních karbidů;
Zvětšení 100x



Obr. č 22 – Struktura vzorku s velkými primárními karbidy a rozloženými drobnými sekundárními karbidy v základní martenzitické matici;
Zvětšení 200x



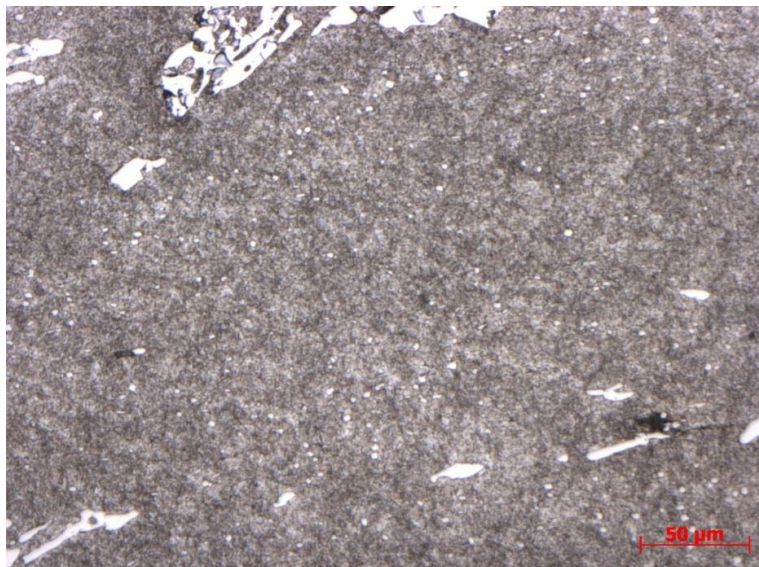
Obr. č 23 - Detail struktury vzorku s rozmístěnými sekundárními karbidy v matici popuštěného (kubického) martenzitu, ve spodní části snímku zřetelné nerozpuštěné primární karbidy;
Zvětšení 500x

U vzorků pod obrázky č. 18 až 20 s austenitizační teplotou 1030 °C a vzorků pod obrázky č. 21 až 23 s austenitizační teplotou 1050 °C se opakovala shodná struktura, jako v předchozím zpracování při austenitizační teplotě 1010 °C. Obrázek č. 23 dokumentuje vzorek zpracovaný při austenitizační teplotě 1050 °C. Je na něm jasně rozpoznatelná základní struktura martenzitická, případně bainitická s popuštěným martenzitem, dále ostřeji ohraničené větší speciální karbidy a jejich drobnější kulovité varianty. Dále je patrný drobný černý karbid železa Fe_3C – cementit. Zhodnocením všech provedených metalografických výbrusů, a to v původním stavu a následně po tepelném zpracování při austenitizačních teplotách 1010 °C, 1030 °C a 1050°C se zakalením do olejové lázně a následným popuštěním při teplotě 495 °C 2x po dobu 2 hod. byly zjištěny následující závěry. Poskytnutý vzorek nebyl před provedením tepelného zpracování dostatečně protvářen, dle orientace původních austenitických zrn válcováním. Byla zjištěna výrazná segregace velkých protáhlých zrn speciálních karbidů po hranicích původního austenitického zrna. Tato vada oceli se provedeným tepelným zpracováním neodstranila. Došlo sice k částečnému rozpuštění tvrdých speciálních karbidů a po popuštění k růstu nových malých kulovitých karbidických částic v základní struktuře. Nicméně zůstalo značné množství velkých podélně protažených karbidů, u kterých při zpracování vzorků pro metalografický rozbor docházelo k vylamování. Tato vada oceli se bude projevovat u nástrojů rychlejším opotřebením ostří břitů a vylamování povrchové vrstvy.

1.5 Zjištění velikosti austenitického zrna

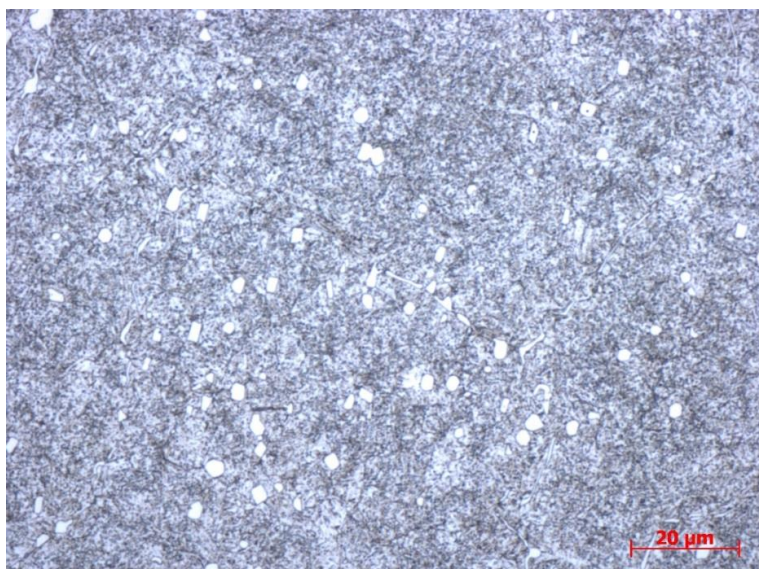
Zdroj: [19], [20]

V rámci zkoumání metalografických výbrusů byl záměr zjištění velikosti původního austenitického zrna. Na žádném z provedených výbrusů však nebyly hranice zrn patrné. Proto byly vzorky austenitizační teploty 1010 °C podrobeny dalšímu leptání v leptací směsi NITAL 3 % a to po dobu 25 vteřin.



Obr. č 24 – Výsledná struktura bez zřetelných hranic sekundárních austenitických zrn;
Zvětšení 200x

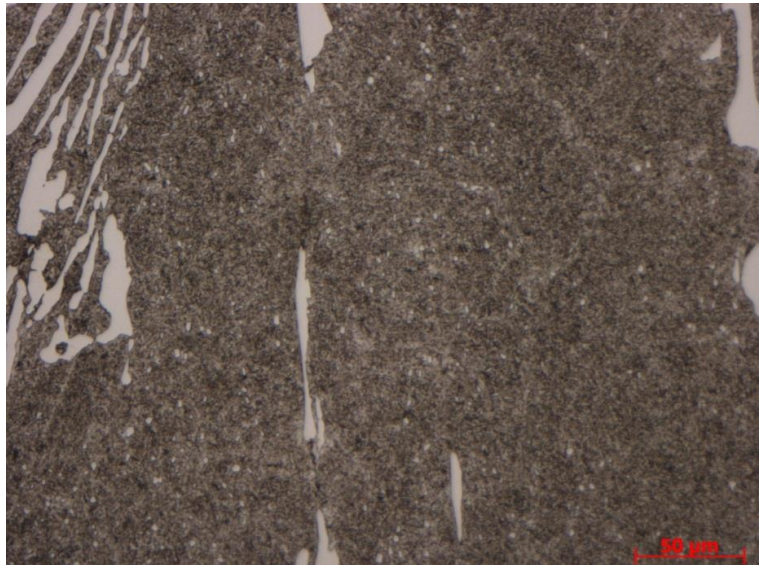
Po dalších 40 vteřinách byl výsledek následující.



Obr. č 25 – Detail struktury vzorku, patrné sekundární drobné karbidy, struktura popuštěného martenzitu, bez viditelných hranic zrn;
Zvětšení 500x

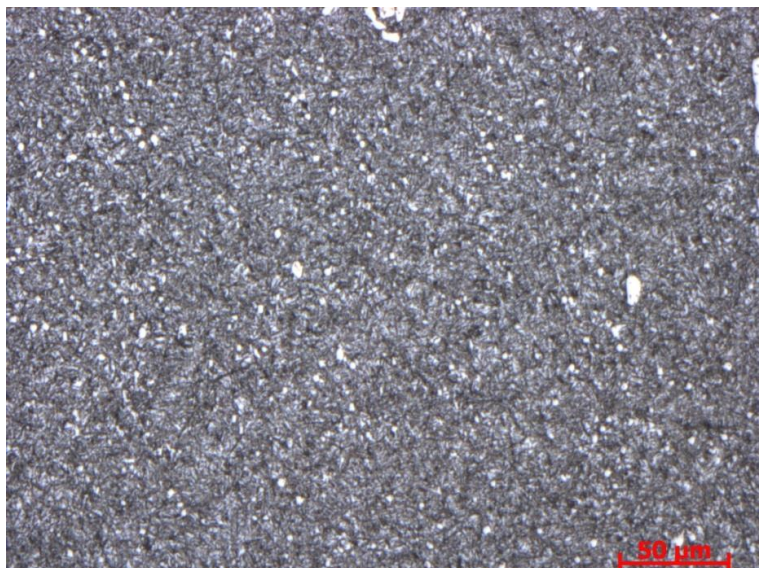
Je zřejmé, že ani po dalších 60 vteřinách nedošlo ke zviditelnění hranic zrn. Po dalším leptání již nebyl vzorek použitelný.

Dále byl použit vzorek austenitizační teploty 1030 °C a jako leptadlo byla použita leptací směs Villela Bain. Po aplikaci leptací směsi nebyly žádné hranice zrn viditelné, jak dokládá níže uvedený snímek.



Obr. č 26 – Naleptaný vzorek směsi Villela Bain, bez zřetelných hranic zrn;
Zvětšení 200x

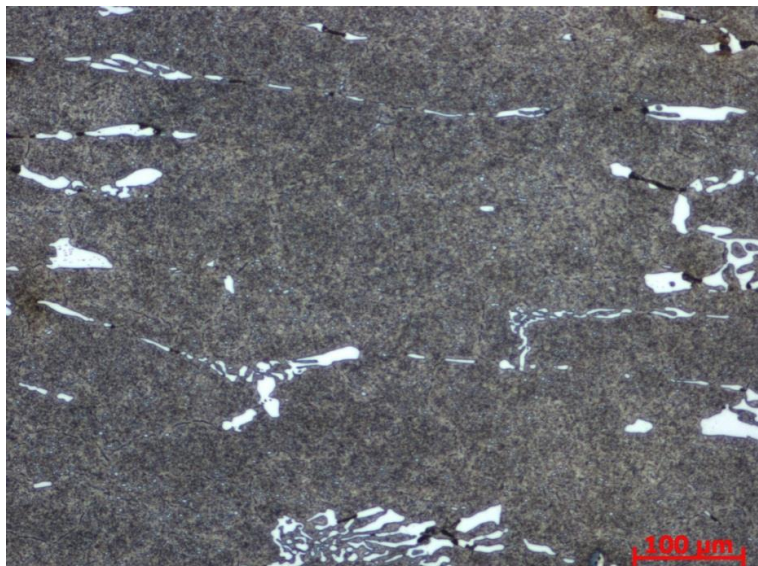
Třetím pokusem o zviditelnění hranice zrn bylo použití leptací směsi na základě kyseliny pikrové za tepla. Směs byla ohřáta na teplotu 80 °C a následně aplikována na povrch vzorku austenitizační teploty 1050 °C po dobu 60 vteřin. Po následném zhodnocení naleptaného povrchu v mikroskopu opět nebyly žádné hranice zrn viditelné, jak dokládá následující snímek.



Obr. č 27 – Detail struktury vzorku po naleptání kyselinou pikrovou, zřetelná struktura vzorku
bez viditelných hranic zrn;
Zvětšení 200x

Vzhledem k předchozím třem neúspěšným pokusům o zjištění velikosti původního austenitického zrna byla v publikaci vyhledána leptací směs speciálně určená pro nástrojovou

ocel D2, která je totožná s ČSN 19573, a která je primárně určena pro zviditelnění hranic austenitického zrna. Skládá se z 85ml ethanolu, 1-10 ml kyseliny chlorovodíkové HCl 32 % a 1-5 ml kyseliny dusičné HNO₃ 65 %. Do použité směsi bylo použito 5 ml HCl 32 % a 5 ml HNO₃ 65 %. Následně byl vzorek austenitizační teploty 1030°C přebroušen a přešetřen pro odstranění předem naleptané vrstvy a následně byla leptací směs aplikována po dobu 60 vteřin.



Obr. č 28 – Částečně viditelné hranice zrn, pro provedení měření nedostatečná;
Zvětšení 100x

Při vyhodnocení vzorku bylo konstatováno, že výše uvedená leptací směs částečně hranice zrn zviditelnila, nicméně pro užití ke změření není viditelné dostatečné množství zrn. Po dalším naleptání již nebyl vzorek použitelný.

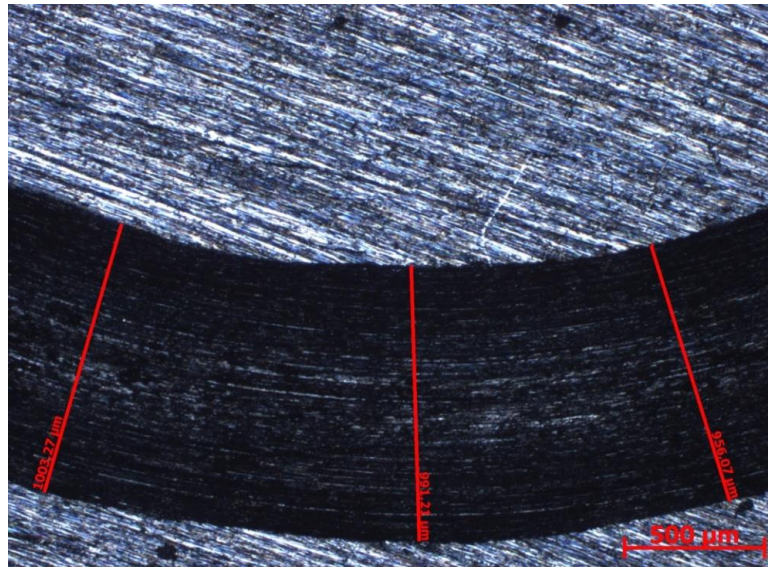
1.6 Zkouška odolnosti proti opotřebení

Zdroj: [18]

Pro zhodnocení odolnosti proti opotřebení u vzorku hodnocené nástrojové oceli ČSN 19573 bylo použito metody PIN-ON-DISK. Jednotlivé vzorky byly pro zkoušení připraveny rozřezem na automatické řezače Struers Discotom 6 a povrch zkoušeného vzorku byl následně broušen na mechanické brusce s brusnými kotouči o zrnitosti 80 a 120, což bylo pro následné vyhodnocení vyhovující. Bylo připraveno po dvou vzorcích od původního stavu, a dále stavů po austenitizační teplotě 1010 °C, 1030 °C a 1050 °C. Pro každý stav tak byly provedeny dvě zkušební stopy.

Samotné zkoušení proběhlo na všech vzorcích za předem stanovených podmínek, shodných pro všechny vzorky. Jednalo se o stanovení počtu cyklů 10000, zatížení vzorku silou 10 N, počet otáček 250 ot/min a jako testovací tělísko byla použita kulička z materiálu Al₂O₃.

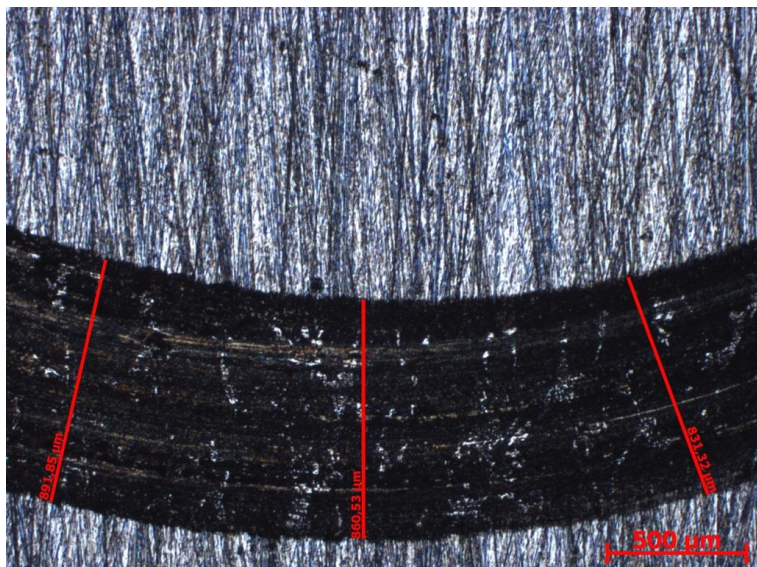
Po otestování všech vzorků byly vytvořené tribologické stopy zkoumány na mikroskopu zn. Carl Zeiss Z1M za užití softwaru Axiovision. Na každé stopě byla měřena šířka stopy vytvořená testovací kuličkou. Měření bylo provedeno na čtyřech místech stopy v odstupech 90° a v každém místě byly provedeny tři měření.



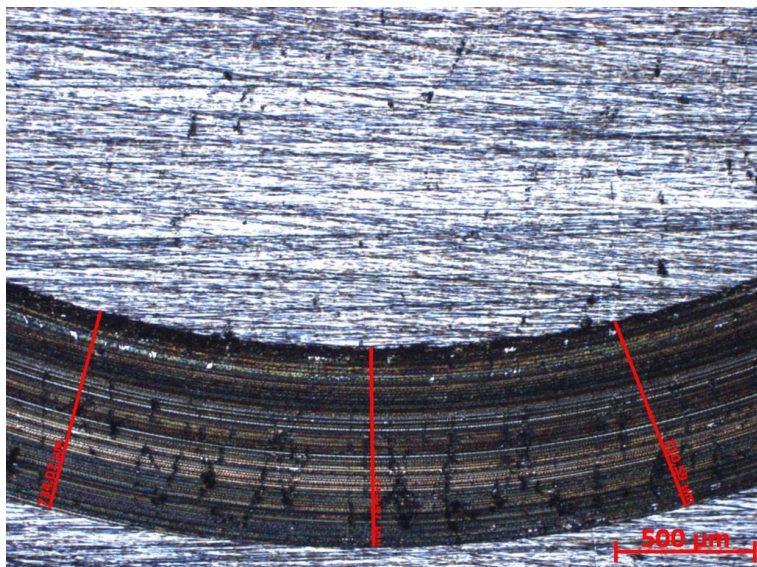
Obr. č 29 - Stopa na vzorku v původním stavu, zachyceny 3 měření, zvětšení 25x



Obr. č 30 - Stopa na vzorku austenitizační teplota 1010°C se zjevnými stopami segregovaných karbidů, zachyceny 3 měření, zvětšení 25x



Obr. č 31 - Stopa na vzorku austenitizační teplota 1030 °C, zachyceny 3 měření, zvětšení 25x



Obr. č 32 - Stopa na vzorku austenitizační teplota 1050 °C se stopami od segregátů kolidů, zachyceny 3 měření, zvětšení 25x

Zjištěné hodnoty byly zaneseny do níže uvedené tabulky č. 4. Následně bylo zjištěno, že všechny vzorky jsou k dalšímu zjišťování vhodné, protože směrodatná odchylka u každého z použitých vzorků nepřekročila 30 %.

Vzorek	Stopa	Naměřené hodnoty tribologické stopy [μm]				Průměrná hodnota stopy [μm]	Průměrná hodnota vzorku [μm]	Směrodatná odchylka [μm] / [%]	
Žíhané na měkko	1	891,66	798,07	715,52	849,52	812,5	885,7	104,7	11,8
		830,27	797,55	751,84	826,66				
		825,48	807,39	806,13	850,23				
	2	1085,32	901,94	1003,27	820,79	958,9			
		1088,30	951,32	991,21	861,11				
		1088,79	918,44	956,07	840,65				
Austenitizační teplota 1010 °C	1	797,18	799,94	831,29	818,31	823,2	760,7	82,6	10,9
		829,41	818,42	831,62	826,32				
		853,56	769,85	840,16	862,46				
	2	785,24	613,48	630,81	691,58	698,1			
		778,99	652,89	663,68	750,00				
		782,43	578,71	696,71	753,02				
Austenitizační teplota 1030 °C	1	810,75	788,68	891,85	789,89	818,0	731,2	117,5	16,1
		821,09	786,85	860,53	802,64				
		820,09	805,14	831,32	807,07				
	2	596,68	716,07	538,32	774,39	644,3			
		547,37	726,32	547,47	750,17				
		526,61	700,87	518,74	788,98				
Austenitizační teplota 1050 °C	1	703,60	756,09	734,02	773,63	733,0	607,8	132,3	21,8
		686,97	755,26	715,67	765,79				
		685,29	753,02	710,59	755,70				
	2	525,87	426,16	513,81	452,64	482,6			
		523,68	447,38	513,40	460,53				
		504,01	446,05	526,95	451,05				

Tab. č. 4 – naměřené hodnoty šířky tribologické stopy

Následné vyhodnocení zjištěných hodnot proběhlo za využití normy ASTM G99-95a. Pro výpočet odebraného materiálu byl použit vzorec č. 1

$$V = \frac{\pi * \text{poloměr kružnice [mm]} * \text{šířka stopy [mm]}^3}{6 * \text{poloměr testovacího tělíska [mm]}} \text{ [mm}^3\text{]}.$$

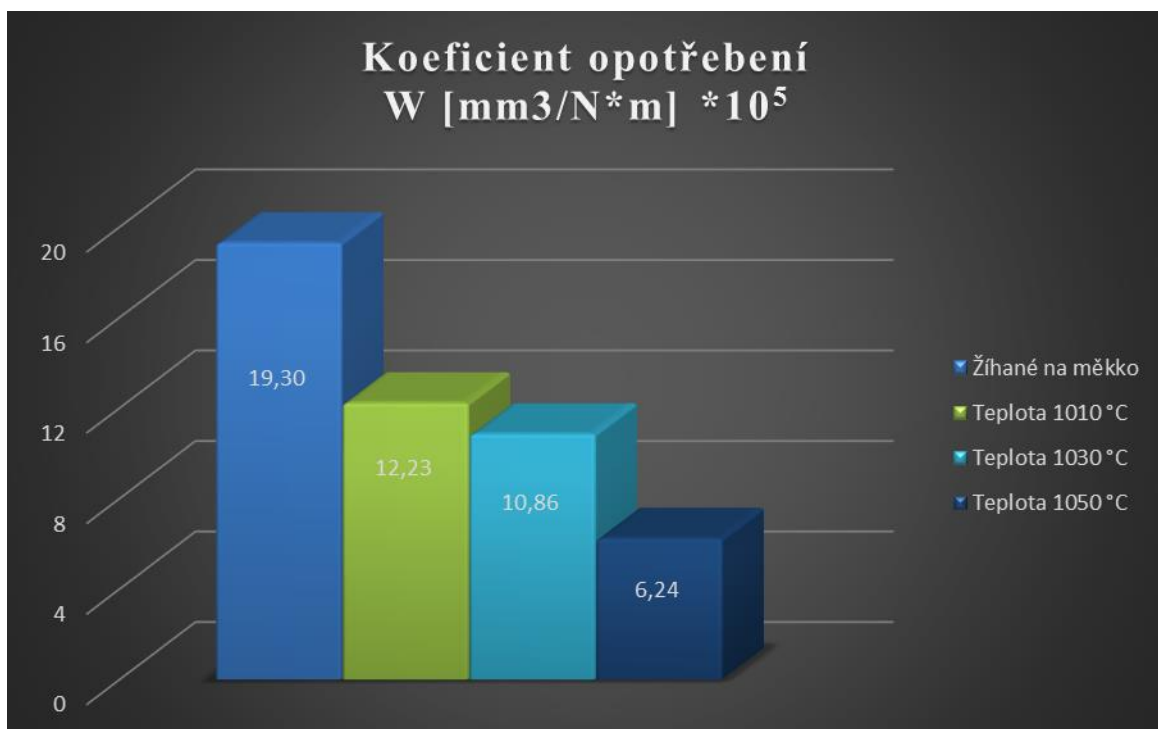
Následně bylo využito vypočtené hodnoty odebraného materiálu společně s počtem cyklů, délkou dráhy a zatížením do vzorce č. 2

$$W = \frac{V}{F * \text{celková dráha}} \text{ [} \frac{\text{mm}^3}{\text{N} * \text{m}} \text{]}$$

Pro vypočtení hodnoty koeficientu opotřebení W. Všechny zjištěné hodnoty byly zaneseny do níže uvedené tabulky a přehledně zpracovány v grafu.

Vzorek	Výpočet objemu odebraného materiálu dle normy ASTM G99			Koeficient opotřebení W			
	r [mm]	šířka [mm]	V [mm ³]	Počet cyklů	Celková dráha [m]	Zatížení [N]	W [mm ³ /N*m] *10 ⁵
Žíhané na měkko	4,33	0,89	0,53	10000	272,06	10	19,30
Teplota 1010 °C	4,33	0,76	0,33	10000	272,06	10	12,23
Teplota 1030 °C	4,33	0,73	0,30	10000	272,06	10	10,86
Teplota 1050 °C	4,33	0,61	0,17	10000	272,06	10	6,24

Tab. č. 5 – výpočet hodnoty koeficientu opotřebení



Graf č. 1 – koeficient opotřebení

2. VARIANTA „B“

2.1 Důvody provedení varinty „B“

Vzhledem ke skutečnosti, že nedošlo ve variantě „A“ ke změření velikosti austenitického zrna, z nezjištěných důvodů, byla do experimentálního projektu zařazena varianta „B“. V této variantě budou oproti variantě „A“ provedeny dvě změny. Dojde k prodloužení doby výdrže na austenitizační teplotě, při kterém by mělo dojít k rozpuštění většího množství primárních karbidů.

Vzhledem k odlišné délce době výdrže na austenitizační teplotě, bude možné porovnat výslednou tvrdost a odolnost proti opotřebení a výsledek tak bude mít větší vypovídací hodnotu.

Dále bude kompletní tepelné zpracování provedeno pouze u poloviny vzorků. Druhá polovina bude ponechána pouze v zakaleném stavu. Tímto způsobem bude možné porovnat tvrdost popuštěného a nepopuštěného stavu. Hlavním důvodem provedení omezení v tepelném zpracování však bude možnost změření velikosti původního austenitického zrna, kdy hranice těchto původních austenitických zrn jsou zřetelnější.

2.2 Tepelné zpracování

Při tepelném zpracování ve variantě „B“ byly zpracovány vzorky s označením D, E, K, L, R a S.

Vzorky D a E byly vloženy do pece vyhřáté na austenitizační teplotu 1010 °C a zde byly ponechány po dobu 60 minut, tedy po prohřátí vzorku v plném průřezu po dobu 15 minut, probíhala austenitizace po dobu 45 minut. Následně bylo provedeno kalení vzorků v olejové lázni stejným způsobem, jako u varianty „A“. Po ochlazení vzorků, jejich vyjmutí z olejové lázně a očištění povrchu perchlorem pro odstranění zbytků ochranného nátěru proti oduhličení, byl vzorek D umístěn do pece vyhřáté na teplotu 495 °C se shodným postupem popuštění jako ve variantě „A“. Vzorek byl ponechán k volnému dochlazení na vzduchu bez následného popuštění.

Vzorky K a L byly vloženy do pece vyhřáté na austenitizační teplotu 1030 °C a dále bylo postupováno jako u vzorků D a E s tím, že vzorek K byl po kalení popuštěn a vzorek E ponechán ve stavu kaleném.

Vzorky R a S byly vloženy do pece vyhřáté na austenitizační teplotu 1050 °C a dále bylo postupováno jako u vzorků D a E s tím, že vzorek R byl po kalení popuštěn a vzorek S ponechán ve stavu kaleném.

2.3 Zkouška tvrdosti

Zdroj: [17]

Po provedení tepelného zpracování byly vzorky připraveny k provedení zkoušky tvrdosti broušením na mechanické brusce s použitím brusných talířů se zrnitostí 80 a 120. Již při broušení bylo zřejmé, že povrch vzorků ve stavu pouze kaleném je znatelně tvrdší. Broušení do stavu vhodného k provedení zkoušky tvrdosti u těchto vzorků bylo delší.

Zkouška tvrdosti proběhla na stejném přístroji a za stejných podmínek, jako u varianty „A“, tedy metodou dle Vickerse EN ISO 6507, kdy zkušební vzorky byly postupně podrobeny zkoušce vtisku indentoru ve tvaru diamantu s vrcholovým úhlem 136° a přítláčnou silou 30 kg. Naměřené a vyhodnocené veličiny jsou uvedené v následující tabulce.

Austenitizační teplota	Vzorek	Vtisk	Naměřené hodnoty [μm]		Střední hodnota [μm]	Výsledná tvrdost odečtená [HV]	Výsledná tvrdost vypočtená [HV] $HV = 1,854 * \frac{F}{d^2}$	Průměrná hodnota	Směrodatná odchylka	
			d ₁	d ₂	$d = \frac{d_1 + d_2}{2}$				[HV]	[%]
1010 °C	D kalené a popuštěné	1	285	284	284,5	688	687	657	26,0	4,0
		2	291	298	294,5	647	641			
		3	292	296	294	645	643			
	E pouze kalené	2	270	271	270,5	760	760	744	19,6	2,6
		1	272	273	272,5	755	749			
		3	278	277	277,5	725	722			
1030 °C	K kalené a popuštěné	1	298	298	298	628	626	612	12,2	2,0
		2	302	304	303	608	606			
		3	302	305	303,5	607	604			
	L pouze kalené	2	261	251	256	850	849	896	50,8	5,7
		1	245	239	242	950	950			
		3	257	243	250	890	890			
1050 °C	R kalené a popuštěné	1	301	293	297	630	631	639	25,9	4,1
		2	289	288	288,5	668	668			
		3	301	299	300	620	618			
	S pouze kalené	2	246	243	244,5	930	930	801	112,3	14,0
		1	273	274	273,5	745	744			
		3	276	277	276,5	730	728			

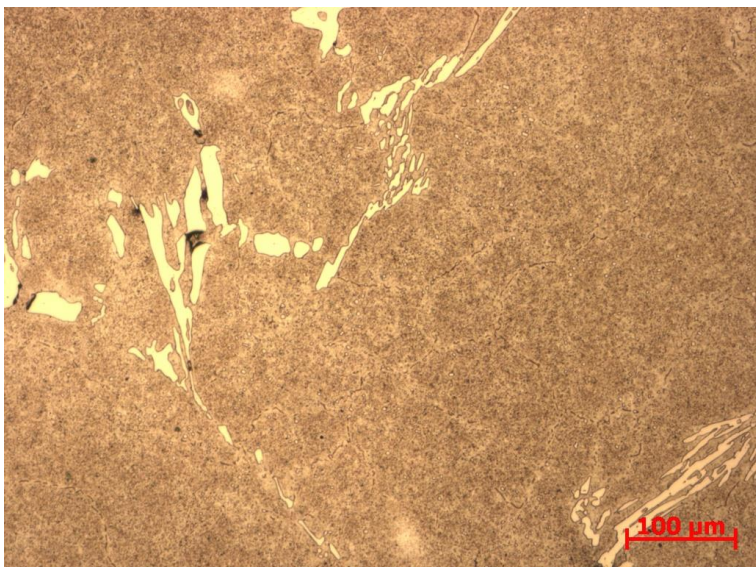
Tab. č. 6 – hodnoty tvrdosti varianty „B“

Ze zjištěných výsledků je patrný rozdíl v tvrdostech. U kalených vzorků byla tvrdost oproti vzorkům s kompletním tepelným zpracováním o 10-30 % vyšší, což odpovídá většímu podílu martenzitické struktury ve tvaru desek, která je tvrdší a křehčí, než martenzitická struktura jehlicovitá v popuštěném stavu.

2.4 Metalografický rozbor

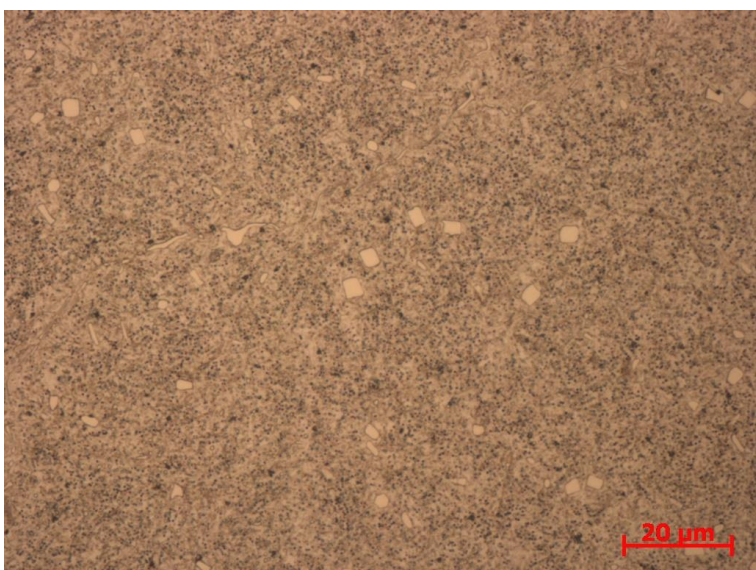
Příprava vzorků k metalografickému rozboru proběhla stejným způsobem jako u varianty „A“. Vzorky byly následně zkoumány na stejném zařízení za stejných podmínek, aby byla zajištěna vypovídací hodnota zkoumání.

Vzorky z kalící teploty 1010 °C



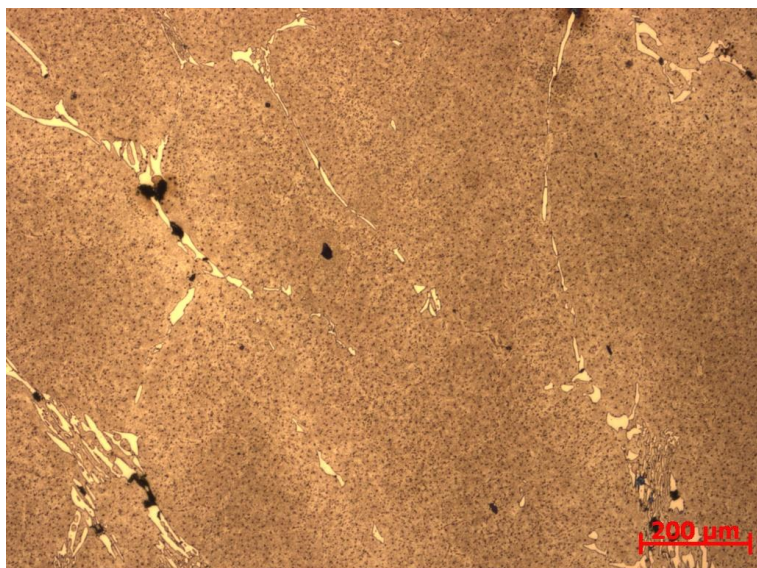
Obr. č. 33 – Výrazná segregace primárních velkých karbidů po hranici původních zrn;
zvětšeno 100x

Na obrázku č. 33 jsou opět patrné segregace primárních karbidů, které jsou však oproti variantě „A“ zastoupeny v menší míře. Dále je částečně viditelná hranice sekundárních zrn, zvýrazněná segregací drobných tyčinkových karbidů. Ve struktuře je přítomno větší množství drobných oválných speciálních karbidů. Shodný výsledek je patrný také na následujících snímcích č. 34 – 37.

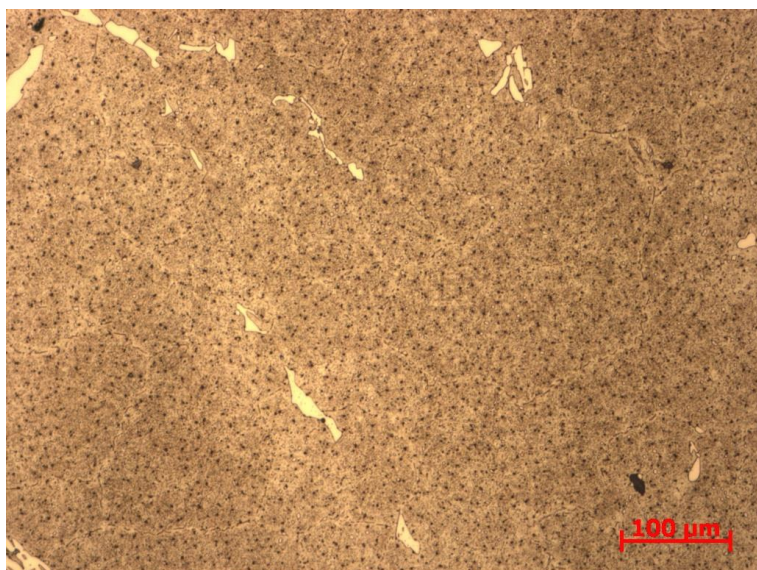


Obr. č. 34 – Detail základní matrice s rozmístěnými sekundárními karbidy;
zvětšeno 500x

Vzorky z kalící teploty 1030 °C

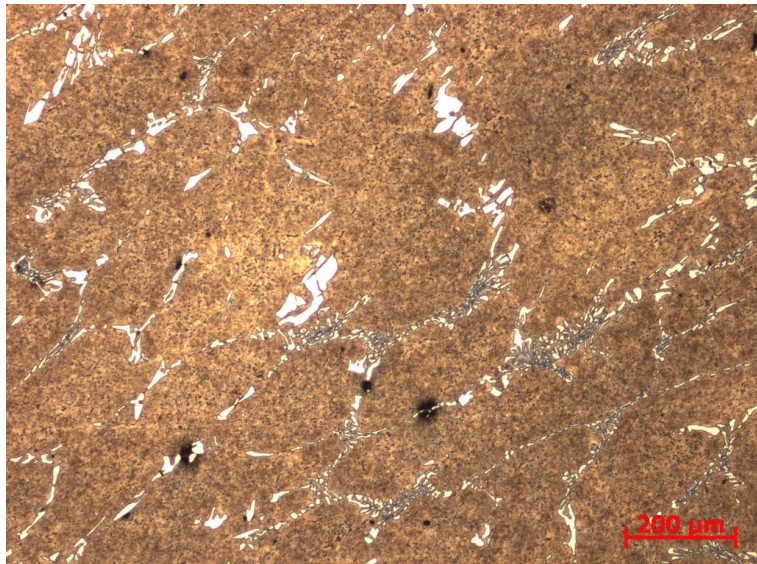


Obr. č. 35 – Stejná výrazná segregace primárních karbidů;
zvětšeno 50x

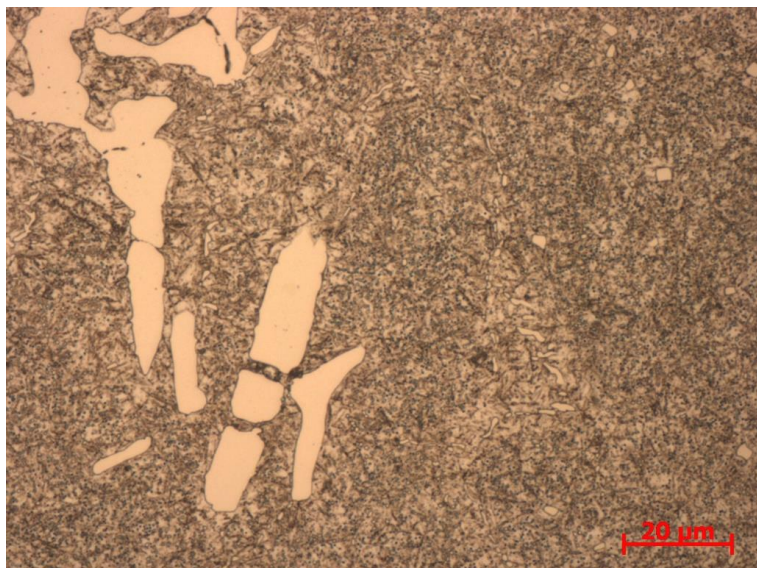


Obr. č. 36 – Detail struktury vzorku s patrnými karbidy Fe_3C , rovnoměrně rozmístěným
v základní matrici, patrné velké primární karbidy;
zvětšeno 100x

Vzorky z kalící teploty 1050 °C



Obr. č. 37 – Opět výrazná segregace primárních karbidů po hranici původních austenitických zrn;
zvětšeno 50x



Obr. č. 38 – Detail struktury popuštěného martenzitu, sekundárních malých a primárních velkých karbidů;
zvětšeno 500x

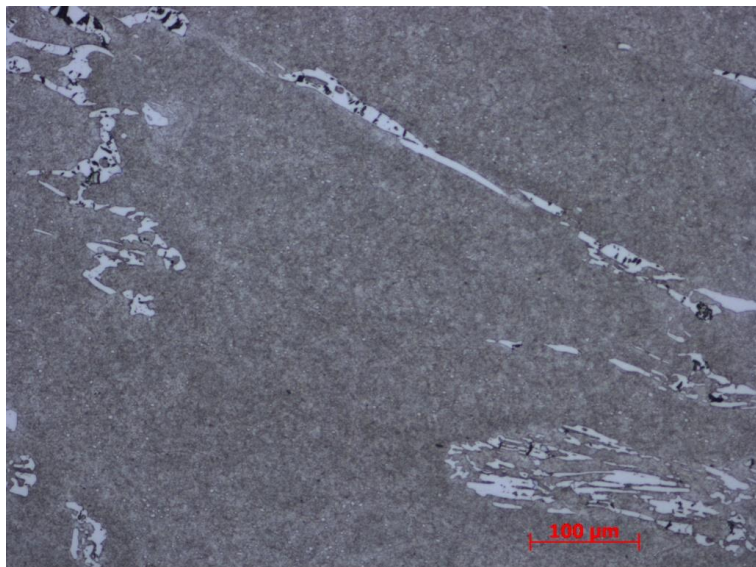
Na posledním snímku č. 38 je zachycena struktura oceli 19573 po tepelném zpracování při teplotě 1050 °C zvětšena 500 x. Na struktuře jsou opět jasně viditelné velké segregáty primárních karbidů. Dále jsou zastoupeny ve struktuře sekundární karbidy ve formě malých

oválných útvarů a drobné černé kuličky cementitu, které jsou rovnoměrně rozprostřeny v matrici martenzitu, popuštěného martenzitu a bainitu. Na snímku je dále zachycena hranice sekundárního austenitického zrna, jehož hranice je lemována drobnými karbidy ve formě tyčinek nebo protažených oválů.

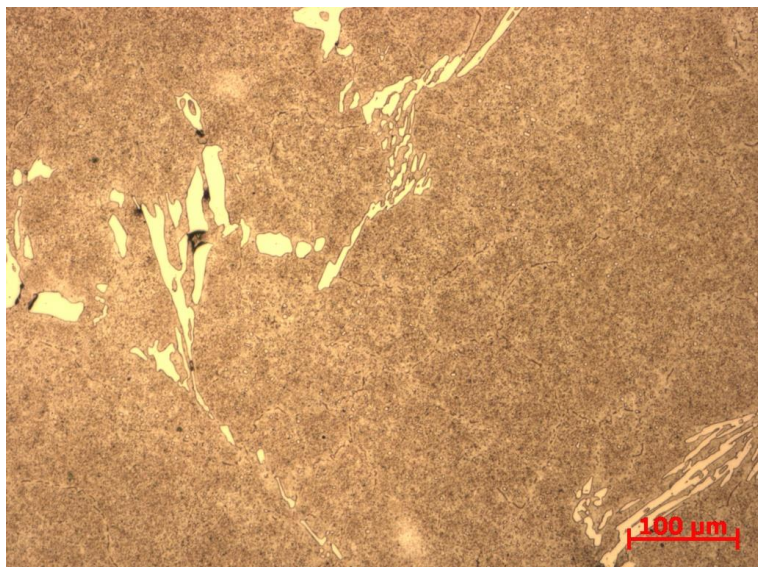
2.5 Srovnání struktur z varianty „A“ a „B“

Na následujících snímcích je znázorněno porovnání struktury jednotlivých vzorků, kdy rozdíl ve zpracování činí 15 minut v době výdrže na teplotě austenitizace.

V případě vzorků teploty 1010 °C je zřejmá stejná segregace primárních karbidů po hranicích původních zrn. Markantní rozdíl ve struktuře není patrný.

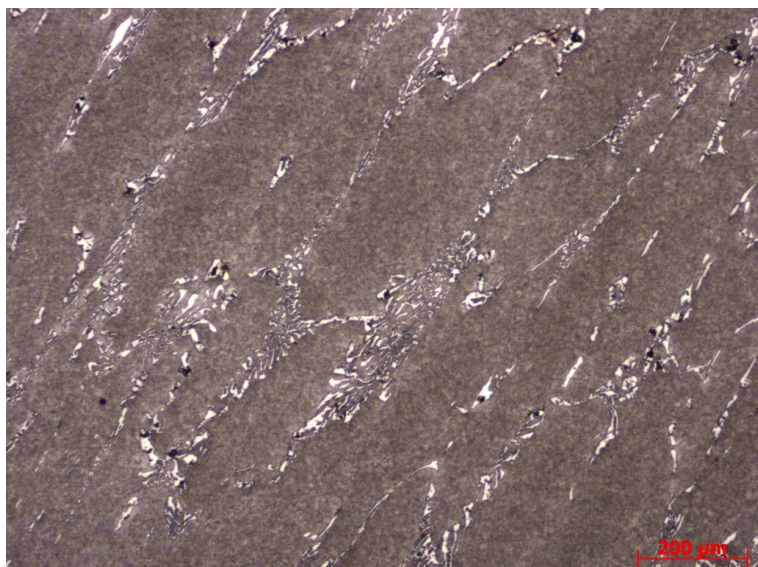


Obr. č. 39 – zvětšeno 100x, var. „A“

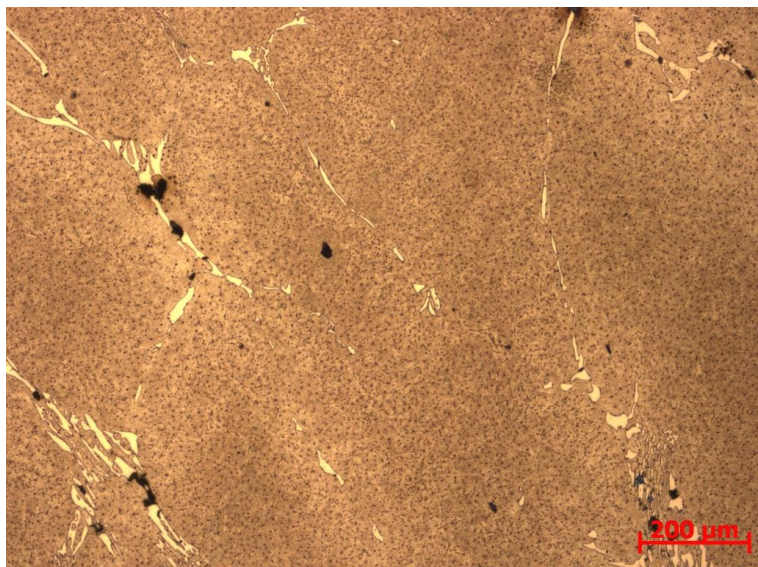


Obr. č. 40 – zvětšeno 100x, var. „B“

V případě teploty 1030 °C a snímcích z 50x zvětšením je zřejmé, že došlo k rozpuštění většího množství primárních karbidů ve variantě „B“, rozdíl však není zásadní a i zde docházelo již při zpracování metalografického vzorku k jejich vylamování ze struktury.

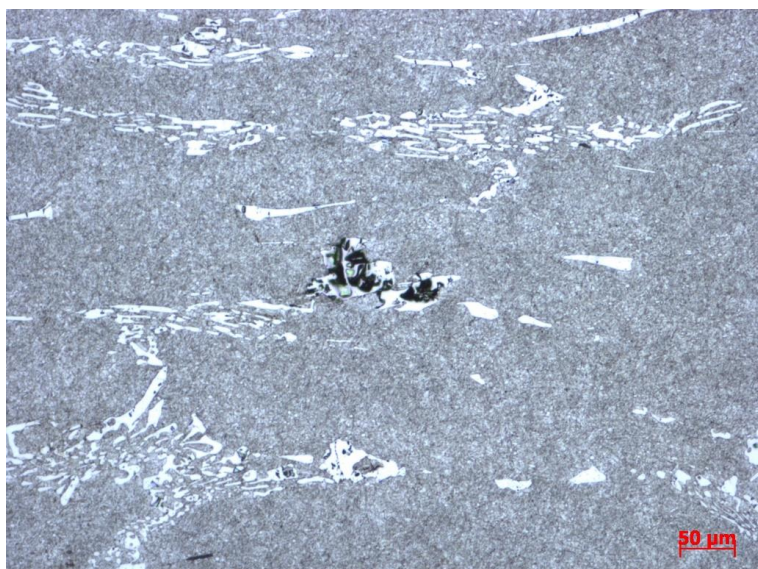


Obr. č. 41 – zvětšeno 50x, var. „A“

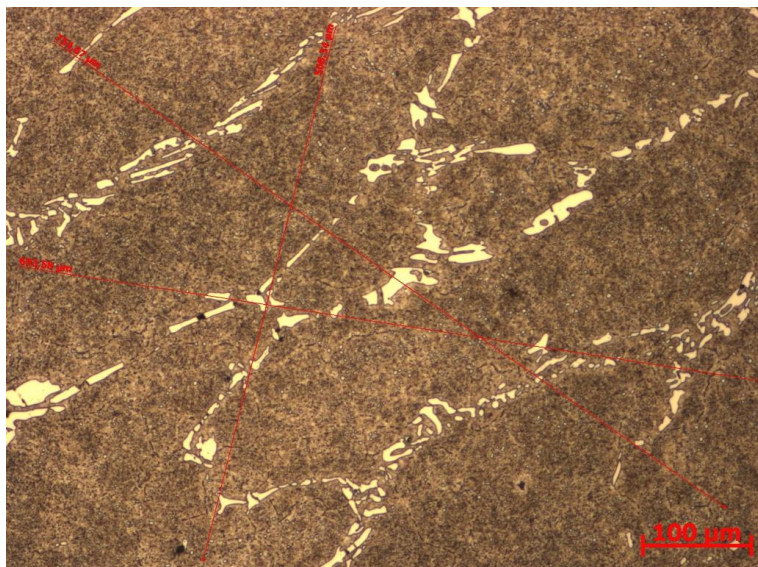


Obr. č. 42 – zvětšeno 50x, var. „B“

Na dalších snímcích z austenitizační teploty 1050 °C je výsledek shodný jako u předchozí teploty 1030 °C.



Obr. č. 43 – zvětšeno 100x, var. „A“



Obr. č. 44 – zvětšeno 100x, var. „B“

2.6 Zkouška odolnosti proti opotřebení

Zdroj: [18]

Zkouška odolnosti proti opotřebení u vzorků zpracovaných ve variantě „B“ byla provedena na shodném přístroji jako u vzorků z varianty „A“. Výsledky byly zpracované stejným postupem a jsou uvedené v následující tabulce hodnotící velikosti zjištěných tribologických stop na površích vzorků.

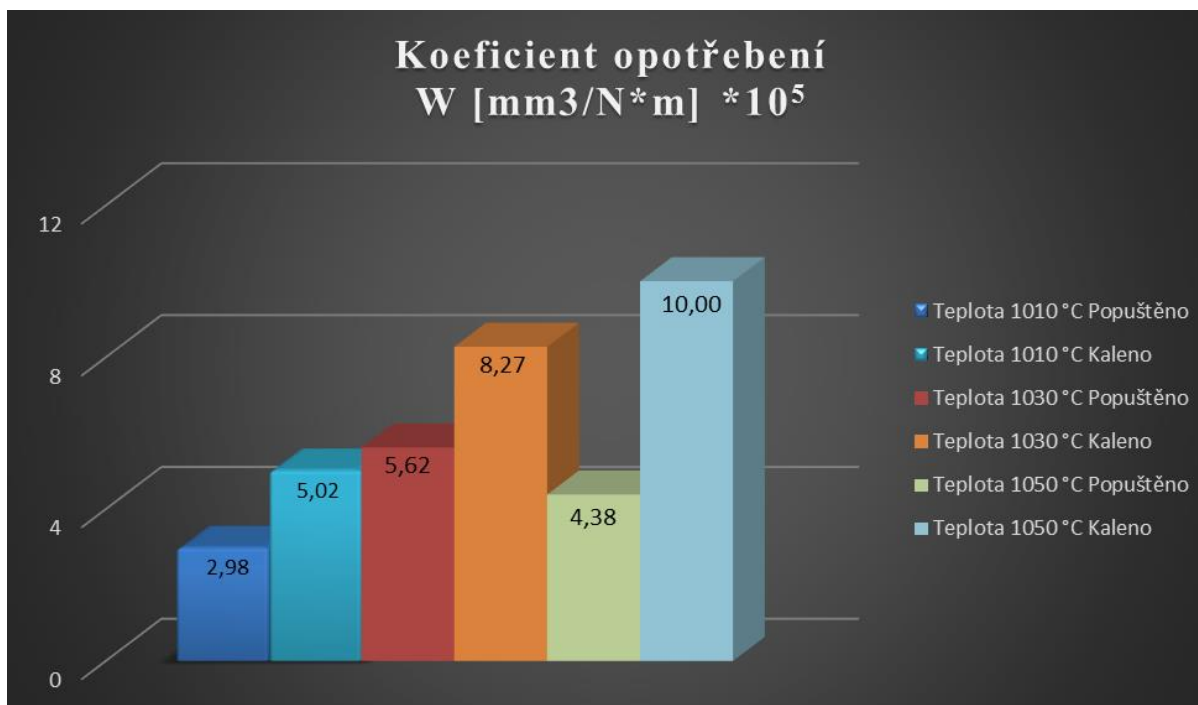
Vzorek	Stopa	Naměřené hodnoty tribologické stopy [μm]				Průměrná hodnota stopy [μm]	Průměrná hodnota vzorku [μm]	Směrodatná odchylka [μm] / [%]	
Austenitizační teplota 1010 °C popuštěno	1	471,67	505,54	526,32	463,55	490,0	475,1	39,4	8,3
		439,76	518,42	531,90	468,49				
		455,99	535,73	505,38	457,84				
	2	439,22	493,88	426,91	497,86	460,2			
		434,28	489,47	405,48	505,29				
		432,16	500,19	401,69	496,56				
Austenitizační teplota 1010 °C pouze kaleno	1	573,52	659,79	702,73	540,08	606,1	565,3	106,3	18,8
		597,39	658,03	653,70	479,01				
		621,97	648,26	644,11	494,69				
	2	497,59	586,14	372,77	684,34	524,5			
		473,68	576,37	376,90	692,29				
		436,15	562,43	363,14	672,08				
Austenitizační teplota 1030 °C popuštěno	1	464,49	807,45	690,60	513,83	646,4	587,1	102,6	17,5
		571,05	795,47	631,72	568,43				
		630,04	779,20	616,81	688,00				
	2	561,75	445,39	529,93	570,09	527,7			
		555,26	473,71	555,27	526,34				
		575,76	445,39	563,03	530,56				
Austenitizační teplota 1030 °C pouze kaleno	1	699,51	779,56	715,16	836,67	747,0	667,8	93,3	14,0
		740,86	761,86	715,17	788,43				
		730,78	753,70	714,70	728,12				
	2	502,05	602,33	635,38	612,15	588,7			
		494,74	605,63	623,82	618,56				
		508,90	649,95	590,46	619,83				
Austenitizační teplota 1050 °C popuštěno	1	506,91	335,82	350,40	418,55	408,4	540,3	148,7	27,5
		513,27	329,33	386,92	434,21				
		499,26	314,53	365,33	445,91				
	2	694,50	711,18	615,34	723,43	672,2			
		642,11	676,32	613,16	736,85				
		620,92	679,26	590,63	762,72				
Austenitizační teplota 1050 °C pouze kaleno	1	603,53	576,85	613,06	532,97	592,1	711,5	165,5	23,3
		613,16	586,85	588,00	584,42				
		616,50	610,58	589,81	589,24				
	2	956,28	856,63	611,24	978,48	830,8			
		956,87	775,02	629,61	1025,05				
		861,41	694,38	614,63	1010,26				

Tab. č. 7 – hodnoty šířky stopy varianty „B“

Následně byly stejně jako ve variantě „A“ výsledky zpracované do následující tabulky za využití vzorce č. 1 pro výpočet odebraného materiálu a následně vzorec č.2 pro výpočet koeficientu opotřebení.

Vzorek	Výpočet objemu odebraného materiálu dle normy ASTM G99			Koeficient opotřebení W			
	r [mm]	šířka [mm]	V [mm ³]	Počet cyklů	Celková dráha [m]	Zatížení [N]	W [mm ³ /N*m] *10 ⁵
Teplota 1010 °C Popuštěno	4,33	0,48	0,08	10000	272,06	10	2,98
Teplota 1010 °C Kaleno	4,33	0,57	0,14	10000	272,06	10	5,02
Teplota 1030 °C Popuštěno	4,33	0,59	0,15	10000	272,06	10	5,62
Teplota 1030 °C Kaleno	4,33	0,67	0,23	10000	272,06	10	8,27
Teplota 1050 °C Popuštěno	4,33	0,54	0,12	10000	272,06	10	4,38
Teplota 1050 °C Kaleno	4,33	0,71	0,27	10000	272,06	10	10,00

Tab. č. 8 – výpočet koeficientu opotřebení

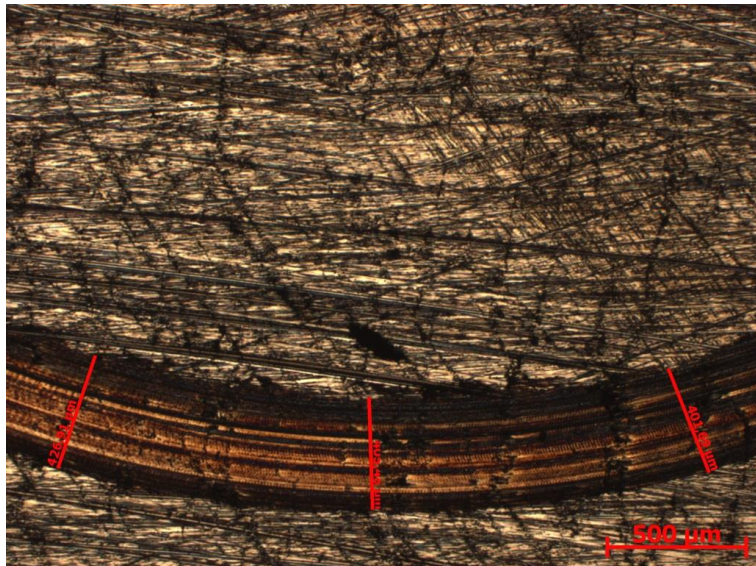


Graf č. 2 – koeficient opotřebení varianty „B“

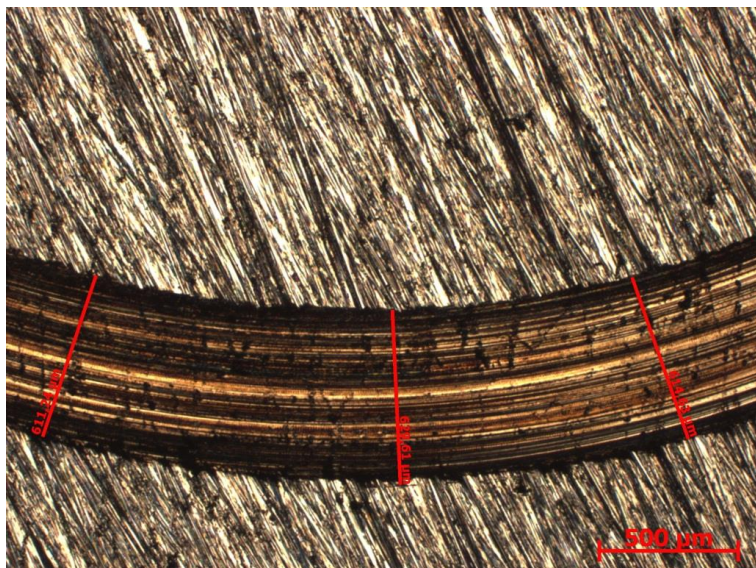
Z výsledků je zřejmý rozdíl mezi vzorky zpracované pouze kalením a vzorky, kde v tepelném zpracování bylo zařazeno popuštění. U vzorku pouze kalených je vidět stoupající koeficient opotřebení a horší odolnost proti opotřebení, která odráží vzrůstající tvrdost kalených vzorků se vzrůstající teplotou austenitizace.

Dále je z výsledků v tabulkách č. 5 a č. 8 a z grafů č. 1 a č. 2 jasný rozdíl oproti variantě „A“ u vzorků zpracovaných shodným způsobem, ale s rozdílnou dobou austenitizace, která byla ve variantě „B“ delší oproti variantě „A“ a byla 45 minut od prohřátí vzorku v celém profilu.

Výsledný koeficient opotřebení u varianty s teplotou austenitizace 1010 °C je 2,98 [mm³/N*m] x10⁵ a je ve variantě „B“ nejnižší a tedy nejvhodnější. Výsledek koreluje s výsledkem tvrdosti popuštěných vzorků.



Obr. č. 45 - Stopa vzorku „D“, který byl kalen a popuštěn s nevhodnějším koeficientem opotřebení $W = 2,98 \text{ [mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}] \times 10^5$, zachyceny 3 měření, zvětšení 25x



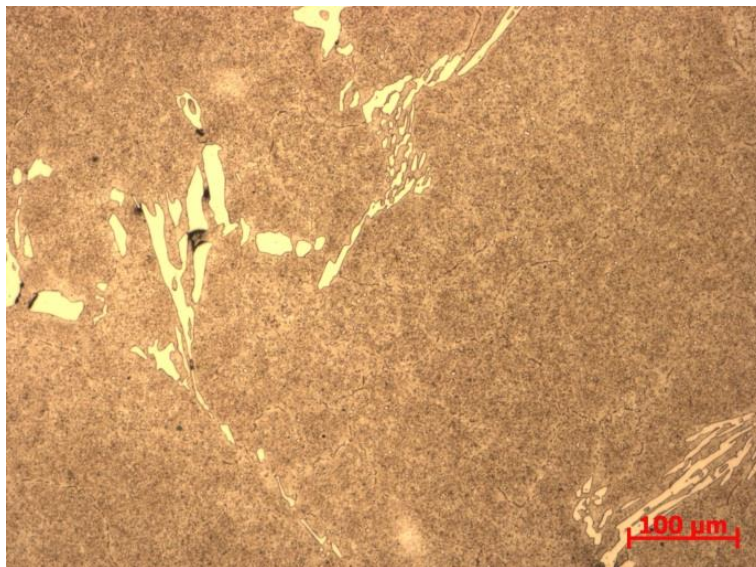
Obr. č. 46 - Stopa vzorku „S“, který byl pouze kalen bez následného popuštění, u něhož byl koeficient nejméně příznivý a činil 10,00 [mm³/N*m] x10⁵, zachyceny 3 měření, zvětšení 25x

2.7 Velikost austenitického zrna

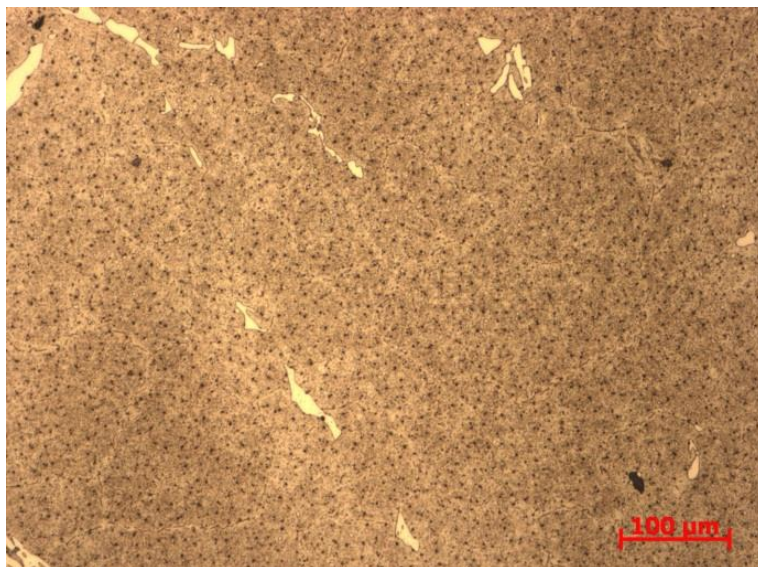
Zdroj: [19], [20]

Ve variantě „B“ byla pro zjištění velikosti austenitického zrna polovina vzorků tepelně zpracována pouze kalením. Po provedení tepelného zpracování byly vzorky broušeny a leštěny shodným způsobem, jako vzorky u varianty „A“. Následně byly vzorky leptány leptacím činidlem, které bylo po zkušenostech z varianty „A“ složeno z 85 ml Ethanolu, 5 ml HCl 32 % a 5 ml HNO₃ 65 %, která jako jediná ve variantě „A“ zčásti zviditelnila hranice zrn. Naleptány a připraveny ke zjištění velikosti austenitického zrna byly vzorky jak zpracované pouze kalením, tak vzorky kalené a popuštěné.

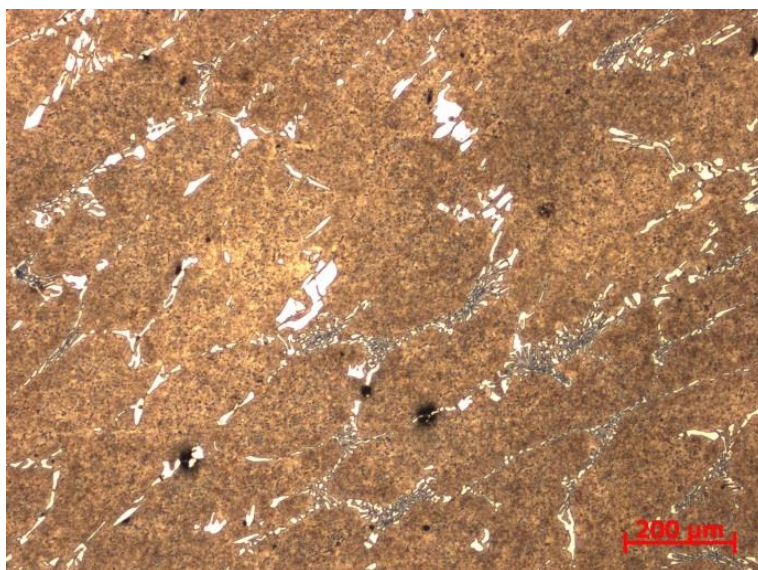
U vzorků zpracovaných kalením a popuštěním byla zřetelná struktura a částečně viditelné hranice zrn. Pro provedené měření velikosti zrn byla však viditelnost hranice zrn nedostatečná. Zjištění velikosti zrna u tohoto postupu zpracování vzorku nebylo provedeno. Tento výsledek dokladují následující snímky na obrázcích č. 47, 48 a 49.



Obr. č. 47 - Teplota 1010°C, zvětšení 100x

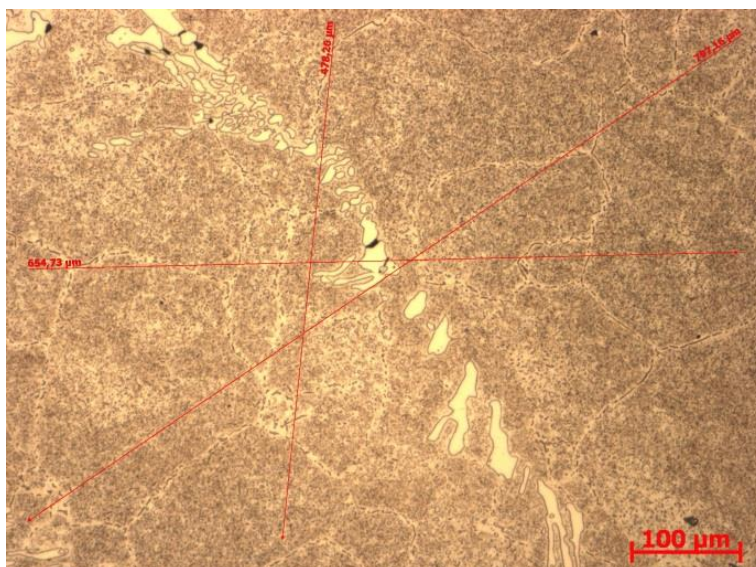


Obr č. 48 - Teplota 1030 °C, zvětšení 100x

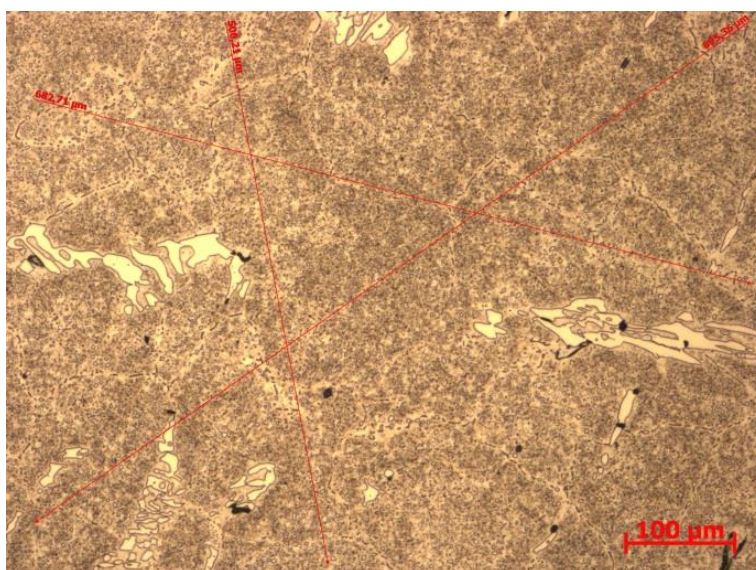


Obr č. 49 - Teplota 1050 °C, zvětšení 50x

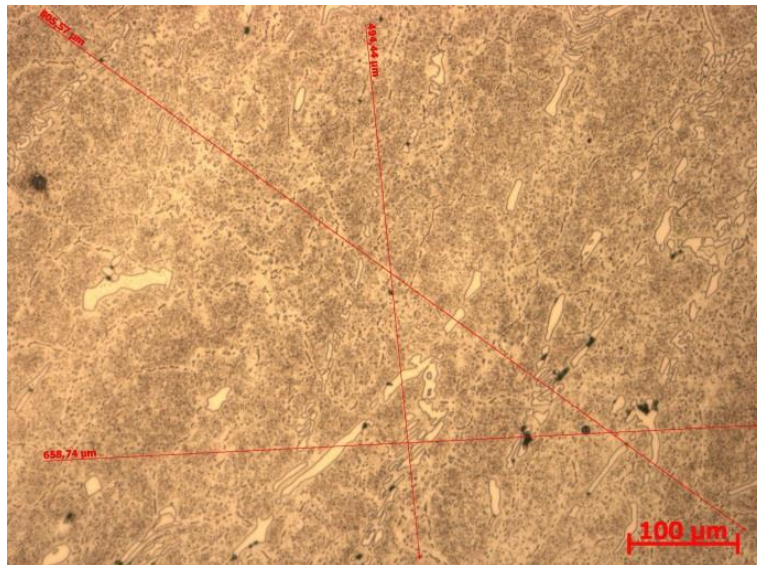
Jak dokladují následující snímky na obrázcích č. 50, 51, a 52, došlo u vzorků, u nichž bylo tepelné zpracování omezeno pouze na kalení, ke zviditelnění hranice austenitického zrna dostatečným způsobem k provedení zkoušky dle normy ČSN EN ISO 643, a to lineárně průsečíkovou metodou.



Obr č. 50 - Teplota 1010 °C, zvětšení 100x



Obr č. 51 - Teplota 1030 °C, zvětšení 100x



Obr. č. 52 - Teplota 1050 °C, zvětšení 100x

Výsledky měření byly zpracovány do následující tabulky a poté zpracovány v souladu s výše zmíněnou normou ČSN EN ISO 643 Mikrografické stanovení velikosti zrn. Počítání průsečíků s hranicemi zrn P se zjišťovalo tak, že $P = 1$ bylo v případě, že se zkušební čára protla s hranicí nebo se dotkla hranice zrna, v případě, že čára prošla trojným bodem, bylo $P = 1,5$. Následně byla vypočtena průměrná hodnota počtu průsečíků P_s a velikost zrna.

Vzorek teploty 1010 °C	a			b			c			d			e		
	Délka čáry	Počet průsečíků	Počet průsečíků na mm	Délka čáry	Počet průsečíků	Počet průsečíků na mm	Délka čáry	Počet průsečíků	Počet průsečíků na mm	Délka čáry	Počet průsečíků	Počet průsečíků na mm	Délka čáry	Počet průsečíků	Počet průsečíků na mm
	808,30	8	9,9	776,78	8	10,3	775,65	7	9,0	772,00	5	6,5	797,16	10,5	13,2
	490,21	5	10,2	690,16	8	11,6	672,17	9,5	14,1	666,03	8	12,0	654,73	7,5	11,5
	668,04	8	12,0	491,40	7	14,2	488,42	7	14,3	472,26	4,5	9,5	478,26	7	14,6
Průměrný počet průsečíků na mm	10,7			11,9			12,2			9,1			13,0		
Průměrná délka zachyceného úseku	0,09			0,08			0,08			0,11			0,08		
Číslo velikosti zrna	4			4			4			3			4		
Průměrná velikost zrna teploty 1010 °C	4														
Vzorek teploty 1030 °C	a			b			c			d			e		
	770,7	6,5	8,4	786,95	6	7,6	806,96	7	8,7	793,00	8	10,1	805,36	8	9,9
	484,7	5	10,3	487,49	7	14,4	523,42	5	9,6	689,04	6,5	9,4	508,21	4	7,9
	672,2	6,5	9,7	676,84	7	10,3	678,88	6	8,8	489,64	5	10,2	682,71	8,5	12,5
Průměrný počet průsečíků na mm	9,4			10,4			9,0			9,9			9,9		
Průměrná délka zachyceného úseku	0,11			0,10			0,11			0,10			0,10		
Číslo velikosti zrna	3			3			3			3			3		
Průměrná velikost zrna teploty 1030 °C	3														
Vzorek teploty 1050 °C	a			b			c			d			e		
	753,71	9	11,9	761,24	8	10,5	805,57	14,5	18,0	777,52	7	9,0	791,79	10	12,6
	663,51	7,5	11,3	505,49	8	15,8	494,44	8	16,2	493,34	7	14,2	671,16	9	13,4
	497,80	5	10,0	660,73	13	19,7	658,74	6,5	9,9	669,93	8	11,9	469,47	8	17,0
Průměrný počet průsečíků na mm	11,1			14,8			14,2			11,5			14,2		
Průměrná délka zachyceného úseku	0,09			0,07			0,07			0,09			0,07		
Číslo velikosti zrna	4			4			4			4			4		
Průměrná velikost zrna teploty 1050 °C	4														

Tab. č. 9 – velikost austenitického zrna dle ČSN ISO 643

3. ZÁVĚR

3.1 Vyhodnocení experimentálního programu

Na základě provedeného experimentálního programu, který byl zaměřený na stanovení vlivu kalící teploty nástrojové oceli ČSN 19573 na odolnost proti otěru lze stanovit následující závěry.

V rámci experimentu byla jako nejvhodnější kalící teplota s nejmenším koeficientem opotřebení W [$\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$] stanovena teplota ve výši $1010\text{ }^\circ\text{C}$. Doba výdrže na austenitizační teplotě po dosažení teploty $1010\text{ }^\circ\text{C}$ v plném průřezu vzorku byla 45 minut. V tomto případě byl koeficient opotřebení $W = 2,98$ [$\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$] $\times 10^5$, což bylo o 55 % méně, než koeficient opotřebení při austenitizační teplotě $1050\text{ }^\circ\text{C}$ a době 30 minut po prohřátí v plném průřezu, který byl $W = 6,24$ [$\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$] $\times 10^5$. Rozdíl mezi kalícími teplotami $1030\text{ }^\circ\text{C}$ a $1010\text{ }^\circ\text{C}$ byl 11,2 %.

V průběhu metalografického zkoumání provedených výbrusů jednotlivých vzorků byla zjištěna výrazná segregace karbidů po hranicích původních austenitických zrn, která byla zřejmě způsobena nedokonalým tvářením výchozího polotovaru. Lze předpokládat, že v případě lepšího protváření materiálu by k podobné vadě struktury nedošlo a velikost primárních karbidů a stejně tak velikost a rozložení karbidů po tepelném zpracování by bylo rovnoměrnější s možným nárůstem odolnosti proti opotřebení. Tento předpoklad by však bylo nutné opět ověřit v rámci dalšího experimentu.

Ve variantě „A“ i „B“ byla experimentálně ověřena tvrdost zpracovaného povrchu. U varianty „A“ byla tvrdost povrchu nejnižší u austenitizační teploty $1010\text{ }^\circ\text{C}$ a byla 624 HV. U dvou následujících austenitizačních teplot $1030\text{ }^\circ\text{C}$ a $1050\text{ }^\circ\text{C}$ byla tvrdost téměř stejná, tedy 649 HV, resp. 648 HV. Ve variantě „B“ byl výsledek zcela odlišný. Povrch s nejnižší tvrdostí 612 HV byl zjištěn u vzorků zpracovaných při austenitizační teplotě $1030\text{ }^\circ\text{C}$, následovaly vzorky z teploty $1050\text{ }^\circ\text{C}$ – 639 HV. Největší hodnoty tvrdosti byl zjištěn u vzorků zpracovaných při teplotách $1010\text{ }^\circ\text{C}$ a to 657 HV. Experimentem tak bylo ověřeno, že nejvhodnější způsob zpracování pro dosažení nejvyšší tvrdosti je při austenitizační teplotě $1010\text{ }^\circ\text{C}$, době výdrže na teplotě po dosažení teploty v celém průřezu 45 minut a následným popuštěním při teplotě $495\text{ }^\circ\text{C}$ ve dvou cyklech s ochlazením na vzduchu.

V rámci varianty „B“ byla experimentálně provedena zkouška tvrdosti u vzorků, u kterých byla vynechána fáze popouštění. U těchto vzorků bylo dosaženo mnohem vyšších tvrdostí, a to 744 HV u teploty $1010\text{ }^\circ\text{C}$, 896 HV u teploty $1030\text{ }^\circ\text{C}$ a 801 HV u teploty $1050\text{ }^\circ\text{C}$. Tento výsledek koreluje s dosaženou martenzitickou strukturou vzorků. U těchto vzorků však, plně v souladu s martenzitickou strukturou, byl výsledný koeficient až $W = 10$ [$\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$]. Horšího výsledku bylo dosaženo pouze u etalonu původního stavu žíhaného na měkko, který byl $W = 19,30$ [$\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$].

Velikost sekundárního austenitického zrna, stanovená na velikost 4, byla ovlivněna segregací speciálních karbidů po hranicích primárního zrna, která svým rozložením na hranicích bránila růstu nových zrn, čímž způsobily hrubší strukturu materiálu.

3.2 Poděkování

Závěrem bych rád poděkoval za odborné vedení a předání informací důležitých k vypracování tohoto experimentálního programu panu Ing. Jiří Hájkovi, Ph.D. Dále bych rád poděkoval za praktickou pomoc při provádění laboratorních testů a zkoušek a jejich následné vyhodnocování panu Ing. Vojtěchu Průchovi a dále panu Ing. Milanu Vnoučkovi, Ph.D. za vyhotovení chemické rozboru zkoumaného vzorku oceli.

Použité zdroje

- [1] PERELOMA E., EDMONDS D.V., *Phase transformations in steels, Volume 2: Diffusionless transformations, high strength steels, modeling and advanced analytical techniques*, Woodhead Publishing Limited, 2012, ISBN 978-1-84569-971-0,
- [2] ROBERTS G., KRAUSS G., KENNEDY R., *Tool steels, Fifth Edition*, ASM International, ISBN: 0-87170-599-0,
- [3] PORTER D.A., EASTERLING K. E., *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Chapman & Hall 1992, ISBN: 0-412-45030-5,
- [4] Georg E. Totten PH.D., FASM, *Steel heat treatment handbook, second edition*, ISBN: 0-8493-8455-9,
- [5] Ing. Erich Přibil, CSc., Augustin Engst, dipl.tech. Václav Eichler, Ing. Jirí průcha, Ing. Bohumil Esterka, CSc., Ing. Jirí Krejčík, CSc. *Nástrojové oceli Poldí a jejich užití*, SIP-41144/04918,
- [6] prof.Ing.Dr. Přemysl Ryš, DrSc., prof.Ing.Dr. Mojmír Cenek, CSc., prof.Ing. Karel Mazanec, DrSc., Ing. Antonín Hrebek, CSc., *Nauka o materiálu I4*, ISBN: 509-21-857,
- [7] Mohammed N. Abdulrazaq, The Scientific World, *JournalMicrostructural Evolution during DPRM Process of Semisolid Ledeburitic D2 Tool Steel*,
- [8] http://www.doerrenberg.de/uploads/tx_c1x1downloads/1.2379_en_01.pdf [vid. 2015-12-12],
- [9] <http://tzs.kmm.zcu.cz/tepel.pdf> [vid. 2015-12-18],
- [10] http://uvp3d.cz/drtic/?page_id=2888 [vid. 2015-11-16],
- [11] www.mmspectrum.com [vid. 2015-11-28],
- [12] <http://jkz.cz/node/152> [vid. 2015-10-31],
- [13] <http://www.ateam.zcu.cz/tribologie.html> [vid. 2015-12-02],
- [14] http://www.doerrenberg.de/uploads/tx_c1x1downloads/1.2379_en_01.pdf [vid. 2015-12-02],
- [15] Materiálový list *UDDEHOLM*,
- [16] Ing. Vnouček Milan Ph.D., ZČU, katedra materiálu a strojní metalurgie,
- [17] *ČSN EN ISO 6507-1*; Kovové materiály – Zkouška podle Vickerse,
- [18] norma ASTM G99-95a z roku 2000 „*Standart Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus*“,
- [19] *ČSN EN ISO 643 (420462)* – Ocel – Mikrografické stanovení velikosti zrn,
- [20] Günter Petzov; *Metallographic Etching: Techniques for Metallography, Ceramography, Plastography, 2nd Edition*, ISBN-13: 978-0871706331.