

Obsah uhlíku je ledeburitických ocelích zpravidla vyšší, než 0.7%. Některé nově vyráběné oceli s extrémně vysokým obsahem karbidotvorných prvků mohou mít obsah uhlíku značně vyšší, až do 4%. V tomto případě je však již diskutabilní hovořit o ocelích, a někdy se v této souvislosti lze setkat s pojmem „vysokolegované nástrojové slitiny na bázi železa“. Při

obsahu uhlíku nižším než 0.7% se může konzervovat určitý podíl δ – feritu v materiálu, což by způsobilo snížení tvrdosti, a to je nepřijatelné.

Mezi základní legury patří chrom, vanad, wolfram a molybden. Tyto legury vytvářejí karbidické fáze, které mají v procesu tepelného zpracování rozhodující vliv na vlastnosti ocelí. U některých ocelí se jako legura používá kobalt, který nevytváří karbidickou fázi. Kobalt substitučně zpevňuje tuhý roztok a částečně zpomaluje difuzi ostatních prvků. Oceli obsahující kobalt mají vyšší odolnost vůči popouštění tzn. teplotní stabilitu. Dále pro výzkumně-vývojové účely se ledeburitické oceli legují niobem, hliníkem, bórem a křemíkem. Celkový obsah legur většinou převyšuje 12%.

Základní a typickou legurou ve všech ocelích ledeburitického typu je chrom. V rychlořezných ocelích je jeho obsah zhruba 4%. V těchto materiálech vytváří karbid $M_{23}C_6$, který se zcela rozpouští v austenitu. Tím se podstatně zvyšuje prokalitelnost ocelí a stabilita martenzitu ve vyšších teplotách.

Vyšší obsah chromu kolem 13% se vyskytuje u chromových ledeburitických ocelích. V těchto ocelích vzniká stabilnější a tvrdší karbid M_7C_3 , který se může vylučovat přímo z taveniny (solidifikace). Chromové ledeburitické oceli mají v důsledku velkého množství této fáze velkou odolnost proti opotřebení.

Další legurou v ocelích ledeburitického typu je wolfram, který tvoří většinou základ pro směsné karbidy typu M_6C . Karbid M_6C se částečně rozpustí během austenitizace a tudíž se účastní tepelného zpracování. Další jeho část se nerozpustí a zvyšuje se tak odolnost proti opotřebení. Wolframové karbidy jsou stabilní vlivem nízké rychlosti difuze v železe. I za zvýšených teplot si karbidy na bázi wolframu zachovávají vysokou tvrdost.

Vanad je další typickou legurou ocelí ledeburitického typu, který vytváří velmi stabilní karbid typu MC. Při určování chemického složení se musí počítat s tím, že 1% vanadu na sebe naváže 0.17% uhlíku. Vanad zhoršuje obrobitelnost a brousitelnost ocelí, ale zlepšuje odolnost proti opotřebení.

Po snížení ceny molybdenu se začal tento prvek používat jako legura do ocelí ledeburitického typu. Do obsahu 2% zlepšuje prokalitelnost oceli.

Další významnou legurou je kobalt. Kobalt netvoří samostatné karbidy, ale 97% se rozpustí ve zbytkovém austenitu. Příznivě působí na odolnost proti popouštění, protože zpomaluje růstové děje při precipitaci karbidů.

Typickými doprovodnými prvky jsou mangan a křemík. U ledeburitické oceli by neměl být obsah ani jednoho z nich vyšší než 0.5%. Vyšší obsah manganu vyvolává stabilizaci zbytkového austenitu. Stabilizace δ – feritu je vyvolána vyšším obsahem křemíku. U speciálních Cr-V ocelích pro práci za studena není negativní vliv křemíku znám.

Mezi nežádoucí prvky patří síra a fosfor, které snižují houževnatost materiálu a únavovou pevnost. Moderní postupy výroby oceli umožňují menší obsahy síry až 0.001%. Za další nečistotu považujeme dusík, který při obsahu 0.002% snižuje houževnatost ledeburitických ocelí [1].

Vyšší obsah mědi nad 0.3% způsobuje nadměrný růst zrna v austenitu a rovněž jeho stabilizaci. Měď se nejčastěji do oceli dostává v důsledku špatného třídění kovového odpadu.

Jako další nečistota u nástrojových ocelí ledeburitického typu se považuje nikl, který stabilizuje zbytkový austenit. Pro souhrnný obsah mědi a niklu platí obecné pravidlo, že by neměl být vyšší než 0.7%. V opačném případě dochází ke změnám kalících a popouštěcích charakteristik materiálů, což může způsobit značné výrobní problémy.

2. Tepelné zpracování

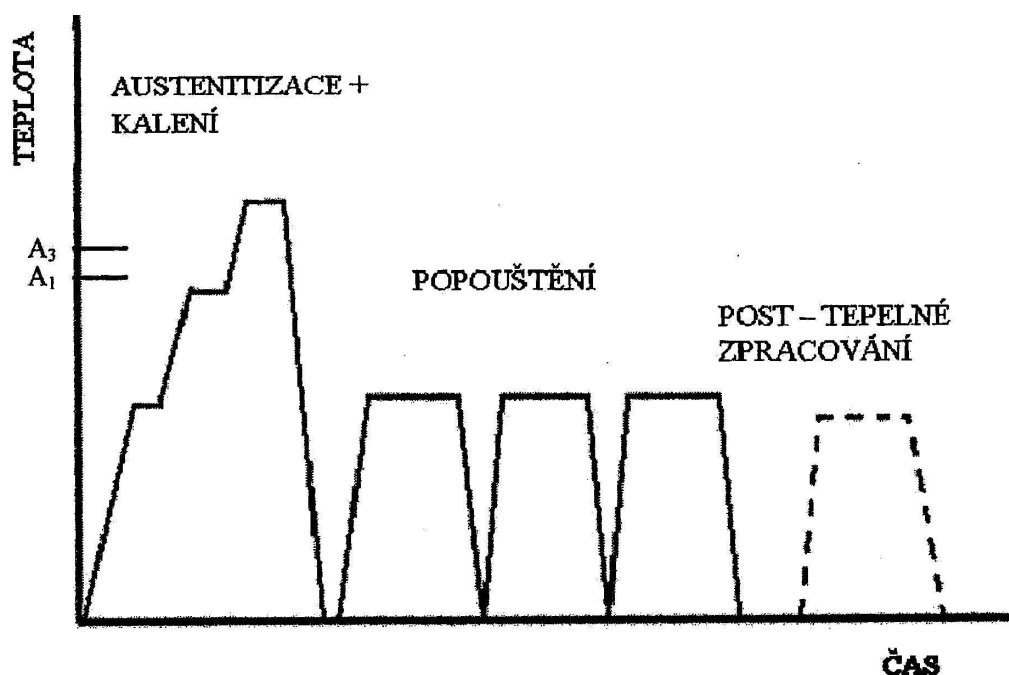
2.1 Žíhání na měkko

Žíhání na měkko se provádí již v hutích jako poslední stádium výroby materiálů. Žíháním na měkko získáme materiál s nižší tvrdostí, vhodný pro výrobu nástrojů třískovým obráběním. Dále se toto žíhání používá pro nástroje, které se musí překalit z důvodu chybného tepelného zpracování.

Postup žíhání u chromové oceli ledeburitického typu je výdrž na teplotě A_1 2-3 hodiny s pomalým ochlazováním přes transformační teplotu a celý proces netrvá déle než 12 hodin. Ale oceli s vyšším obsahem vanadu potřebují delší čas na jednotlivých teplotách a celý proces může trvat až 3 dny.

2.2 Austenitizace

Postup tepelného zpracování je ohřev na austenitizační teplotu, výdrž na ní, následného kalení a několikanásobného popouštění. V některých případech se po kalení provádí zmrazování (kryogenní zpracování). Pro úpravu povrchu po posledním popouštění se provádí povlakování a nitridace, což se také nazývá post-tepelné zpracování. V důsledku tepelného zpracování získává ocel ledeburitického typu tvrdost, otěruvzdornost, pevnost, řezivost a další nezbytné vlastnosti. Typický teplotně-časový diagram tepelného zpracování nástrojové oceli ledeburitického typu je na obr. 2.



Obr.2 Teplotně-časový diagram tepelného zpracování oceli ledeburitického typu

Ohřev na austenitizační teplotu se musí provádět postupně a to z důvodu nízké tepelné vodivosti všech ocelí ledeburitického typu. Cílem stupňovitého ohřevu je zabránit vzniku příliš vysokých napětí v ohřívaných nástrojích. Prvním stupněm ohřevu je na teplotu 450 – 500°C. Cílem je vyrovnání teplot na povrchu a v jádře nástroje, tak aby došlo k relaxaci napětí bez vzniku trvalých deformací nástroje. Druhý stupeň je ohřev na teplotu těsně pod A_1 . Výdrž na vyrovnání teplot na povrchu a v jádře nástroje a také se materiál musí připravit na fázové transformace. Po proběhnutí fázové přeměny perlitu na austenit se provádí třetí výdrž na teplotě 900°C. Cílem je vyrovnání teplot na povrchu a v jádře a také, aby fázová transformace, spojená s objemovou změnou (smrštěním) proběhla pokud možno současně

v celém objemu materiálu nástroje. Po dostatečně dlouhé výdrži u chromových ledeburitických ocelí se materiál ohřeje přímo na teplotu kalení.

Při určování podmínek austenitizace je tedy nezbytné brát v úvahu materiálové vlastnosti, charakter ohřívacího média, velikost a konstrukční aspekty nástroje. Pouze správnou volbou kombinací rychlosti ohřevů, výše teploty, době výdrže na austenitické teplotě a složením ohřívacího média lze dosáhnout žádoucích vlastností nástroje.

2.3 Kalení

Kalení je tepelné zpracování, kterým docílíme zvýšení tvrdosti oceli vytvořením částečné nebo zcela nerovnovážné struktury. Kalený výrobek se nejprve ohřeje na austenitizační teplotu, následuje výdrž na této teplotě a ochlazení větší rychlostí než kritickou. Základní strukturou kalených ocelí je struktura martenzitická nebo bainitická se zbytkovým austenitem (20 ÷ 30%). S vyšší kalící teplotou vzrůstá v zakaleném materiálu obsah zbytkového austenitu, protože austenit je před kalením více nasycen uhlíkem a legurami, což způsobuje snížení teplot M_s a M_f .

Vzhledem k vysokému legování ocelí ledeburitického typu jsou tyto oceli velmi dobře prokalitelné. Při dostatečně malých průřezích lze výrobky zakalit na klidném vzduchu. Tento způsob se však nedoporučuje, protože při pomalém ochlazování z kalící teploty se vylučují proeutektoidní karbidy, které se přednostně vylučují po hranicích zrn austenitu. Důsledek jejich vyloučení je snížení sekundární vytvrzovací schopnosti materiálu, jelikož vzniklý martenzit je méně přesycen uhlíkem a legujícími prvky.

Kalení malých a jednoduchých výrobků se provádí v minerálním oleji. V současnosti se v moderních provozech používají ke kalení ledeburitické oceli vakuová zařízení s kalením tlakovým, většinou inertním plynem (dusík, argon, hélium). Výhodou vakuových pecí je, že výrobky mají po kalení kovově lesklý povrch. Vlivem použití inertních plynů nevzniká parní polštář, což vede ke snížení deformací výrobků.

2.4 Popouštění

Popouštění je ohřev kaleného předmětu na určenou teplotu pod A_1 , výdrž na této teplotě tak dlouhá, aby se dosáhlo struktury blížící se rovnovážnému stavu. Po popouštění následuje ochlazení na okolní teplotu způsobem vhodným pro danou ocel.

Podle popouštěcí teploty a účelu se popouštění rozděluje:

- **popouštění při nízkých teplotách** – účelem je snížení vnitřních napětí po kalení, zmenšení podílu zbytkového austenitu, zlepšení houževnatosti a stabilizace rozměrů.
- **popouštění při vysokých teplotách** – účelem je získání struktur s příznivějšími mechanickými vlastnostmi, zejména s vysokou houževnatostí při vysoké mezi kluzu a mezi únavy.

Po zakalení je struktura ocelí ledeburitického typu tvořena martenzitem, zbytkovým austenitem a nerozpuštěnými karbidy primárního, eutektického a zčásti také sekundárního původu. Stabilita zbytkového austenitu se zvyšuje s růstem teploty austenitizačního ohřevu, který vede k růstu obsahu legur v austenitu. Účelem popouštění ledeburitických ocelí je přeměna zbytkového austenitu na martenzit, popouštění již vzniklého martenzitu a vytvrzení precipitujícími karbidy. Pro vyšší stupeň přeměny zbytkového austenitu na martenzit je potřeba několikanásobného popouštění, které se provádí ihned po kalení oceli. V případě delšího setrvání materiálu po kalení na teplotě okolí dochází k samopopouštění martenzitu a stabilizaci zbytkového austenitu. Při správném popouštění, tj. v oblasti teplot kolem 500 °C, vykazují ledeburitické oceli sekundární tvrdost.

3 Post-tepelné zpracování

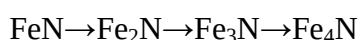
Vlastnosti ledeburitických ocelí se mění pomocí změny chemického složení (hutní výroba) a tepelným zpracováním. Chemické složení oceli však nelze měnit v „nekonečně velkém rozmezí“, protože existují určitá omezení daná charakterem operací v hutní prvovýrobě oceli. Změna vlastností materiálů tepelným zpracováním je zase vázána na fyzikálně-metalurgické vlastnosti oceli, které jsou určeny jejím chemickým složením.

Proto současný vývoj směřuje k úpravě vlastností na povrchu materiálu. Nejčastější případy post-tepelného zpracování je nitridace (zejména plazmová nebo také iontová nitridace), povlakování různými způsoby PVD, popřípadě kombinací těchto dvou metod, což se nazývá duplexní povlakování.

3.1 Plazmová nitridace

Nitridace je sycení povrchu oceli dusíkem a provádí se na již tepelně zpracované součásti. Účelem nitridace je zvýšení povrchové tvrdosti, zvýšení odolnosti proti opotřebení, snížení koeficientu tření, zvýšení meze únavy a zvýšení korozní odolnosti.

V současnosti je nejpoužívanějším způsobem nitridace ledeburitických ocelí plazmová nitridace. Plazmová nitridace probíhá v doutnavém výboji za sníženého tlaku. Kladné ionty plynu jsou v důsledku elektrostatického pole urychlené ke katodě, což je nitridovaný materiál. Po dopadu iontů na povrch se jejich kinetická energie mění na energii tepelnou, čímž se povrch zahřívá. Zároveň dochází vyražení iontů železa a elektronů z oceli. Tento proces se nazývá katodové odprašování. Na povrchu vzniká tenká mikrovrstvička s vysokou koncentrací dusíku, až do 30%N. Procesy na povrchu oceli jsou v dynamické rovnováze a rozklad přesycených nitridů probíhá dle rovnice



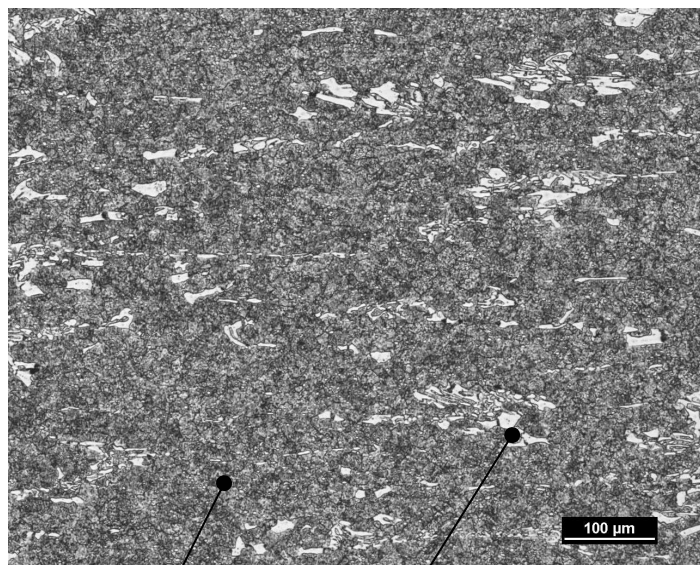
přičemž dochází k uvolňování dusíku a jeho difuzi do materiálu.

4. Struktura materiálu před tepelným zpracováním

Výroba ocelí ledeburitického typu začíná přípravou taveniny, jejím odlití do stabilní formy, ztuhnutí v ingotu. Následuje válcování za tepla a tepelné zpracování (homogenizace, žíhání na měkko). V současnosti je vsázka tvořena z velké části z tříděného kovového šrotu. Pro tavení se používají elektrické obloukové pece. Připravená tavenina je dále rafinována ve vakuu, aby se odstranily přebytečné plyny z oceli. Dále následuje elektrostruskové přetavení, čímž se sníží obsah škodlivin jako síra a fosfor až na hodnotu nižší než 0.001%. Takto přetavený materiál se tváří za tepla, žíhá na měkko na tvrdost, potřebné k třískovému opracování. Struktura je tvořena karbidy jejichž objemový podíl je 18-28%. Z hutí se ocel dostává k zákazníkům v podobě tyčí, pásů, plechů a jiných hutních polotovarů.

4.1 Tuhnutí a chladnutí chromových ledeburitických ocelí

Tyto oceli začínají krystalizovat vylučováním austenitu z taveniny. Při snížení teploty se začnou z austenitu vylučovat karbidy typu M_7C_3 . Vyloučení těchto karbidů je ovlivněno rozpustností uhlíku v austenitu, která je výrazně nižší než jeho obsah dle chemického složení oceli. Dále následuje eutektická přeměna, při které se zbývající tavenina mění na eutektikum austenit + karbid M_7C_3 . Při snižování teploty se z austenitu vylučují sekundární karbidy typu M_7C_3 , a to v důsledku poklesu rozpustnosti uhlíku v γ -fázi. Posledním stadiem je eutektoidní přeměna, při níž vzniká legovaný perlit, který pak tvoří matici ztuhlého a zchladnutého materiálu. Chromové ledeburitické oceli tedy obsahují eutektické, sekundární a eutektoidní karbidy typu M_7C_3 (Obr.3).



Matrice

Eutektický karbid

Obr. 3. Žíhaný stav materiálu před tepelným zpracováním – Matrice je tvořena legovaným perlitem, což je směs feritu a karbidu M_7C_3 . Na snímku je patrné jemná řádkovitost, která vznikla v důsledku tváření.

4.2 Charakteristika použitého materiálu 1.2379 (X155CrVMo12-1)

Ocel 1.2379 (Sverker 21, X155CrVMo12-1) je chrom – vanadová ocel s velkou prokalitelností, vhodná pro kalení v oleji i na vzduchu, zvláště vysoká odolnost proti opotřebení, dobrou řezivostí, velmi vysokou pevností v tlaku a relativně nižší houževnatostí. Ocel se velmi obtížně brousí, obtížně tváří za tepla a má poněkud ztíženou obrobitelnost, a to i v žíhaném stavu. Jedná se o nástrojovou legovanou ocel pro práci za studena do teploty 200°C.

Ocel se používá pro nástroje pro stříhání za studena, nástroje pro tváření jako jsou např. nástroje pro tažení, pro přetváření a ražení materiálů. Dále je vhodná pro řezné nástroje jako jsou protahovací a protlačovací trny, profilové nože a tvarově složité frézy pro menší řezné rychlosti a pro obrábění nekovových abrazivních materiálů. Další uplatnění oceli je na nástroje na drcení a mletí.

Tabulka 1. – Směrné chemické složení oceli – 1.2379

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
1,5 – 1,6	0,1 – 0,4	0,15-0,45	max0,03	max 0,03	11,0-12,0	0,6-0,8	0,9-1,1

5. Experiment

Vzorky o velikosti 15x15x10mm byly tepelně zpracovány dle daného postupu, tab. 2:

1. Ohřev na teplotu kalení.
2. Výdrž na teplotě 20 minut.
3. Kalení do oleje.

Pro vzorky 1, 11 a 21 bylo tepelné zpracování ukončeno kalením. Další vzorky byly následně popouštěny následujícím postupem:

4. Ohřev na teplotu popouštění.
5. Výdrž na teplotě popouštění po dobu 120 minut.
6. Ochlazování na vzduchu na pokojovou teplotu
7. Opětovný ohřev vzorku na stejnou teplotu popouštění.
8. Výdrž na teplotě popouštění 120 minut.
9. Ochlazování na vzduchu na pokojovou teplotu.

Tabulka 2. – Tepelné zpracování jednotlivých vzorků označené 1-30.

Teplota kalení °C		Teploty popouštění [°C]								
	-	150	300	400	450	475	500	525	550	600
1000	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1070	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
1120	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30

5.1 Měření tvrdosti

Tvrdost byla měřena podle Vickerse.

Popis metody:

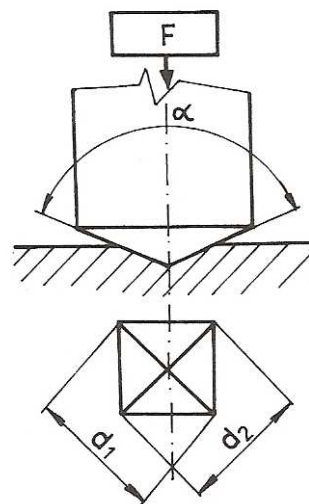
Indektor: Diamantový jehlan s čtvercovou základnou a vrcholovým úhlem 136°.

Zatížení: 10kp = 98.1N,

Čas zatížení: 10 sekund

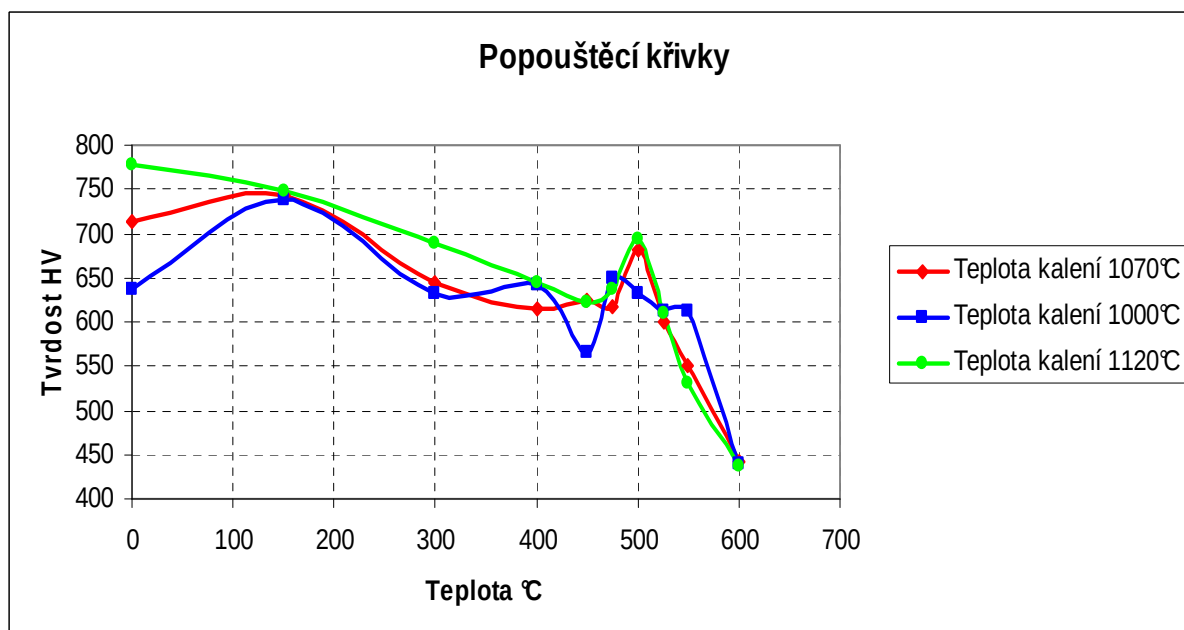
Vyhodnocení: Z naměřených úhlopříček byl spočítán aritmetický průměr. Z výsledné hodnoty se v tabulkách vyhledá konkrétní hodnota tvrdosti. Tvrdost na každém vzorku po tepelném zpracování byla změřena pětkrát. Z těchto pěti hodnot tvrdosti byly vypočteny, pomocí aritmetického průměru, průměrné hodnoty tvrdosti, které jsou v tab. 3.

Příprava vzorků : Po tepelném zpracování byly vzorky broušeny brusným papírem o zrnitosti od P80 do P220.



Tabulka 3. - Průměrné hodnoty tvrdosti u tepelně zpracovaných vzorcích

Teplota popouštění °C	0	150	300	400	450	475	500	525	550	600
Číslo vzorku	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Tvrdost vzorku HV	637	738	631	643	566	649	632	612	613	440
Číslo vzorku	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
Tvrdost vzorku HV	713	742	645	615	625	618	682	600	551	441
Číslo vzorku	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30
Tvrdost vzorku HV	778	748	688	645	622	636	694	611	532	438



Obr. 4. Popouštěcí křivky oceli 1.2379 kalené z různých austenitizačních teplot

Ve stavu po kalení tvrdost roste s rostoucí teplotou austenitizace. Tato skutečnost je logická a souvisí s větší mírou rozpouštění karbidů v austenitu při vyšší teplotě, následkem čeho vzniká martenzit o vyšším obsahu uhlíku a legur a tím pádem o vyšší tvrdosti. Na druhou stranu lze sice očekávat i růst podílu zbytkového austenitu (měkká fáze, způsobuje pokles tvrdosti), ve sledovaném rozmezí kalících teplot však zřejmě nebude jeho podíl ve struktuře tak výrazný, aby způsobil větší snížení tvrdosti.

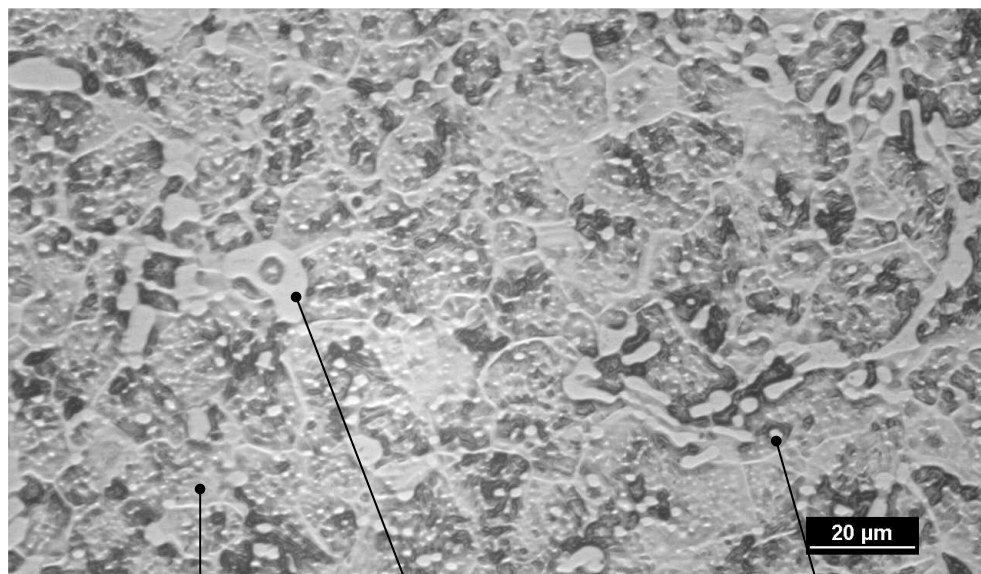
Popouštěcí křivky mají do teploty 450°C klesající tendenci. Pokles tvrdosti je způsoben převažujícím efektem popouštění martenzitu (ochuzování o uhlík), zatímco další procesy, které mohou probíhat při popouštění ledeburitických ocelích (precipitace speciálních karbidů, transformace zbytkového austenitu) nejsou při nízkých teplotách ještě aktivní [4,5]. Následuje růst tvrdosti s maximem kolem teploty 500 °C, přičemž toto maximum je tím vyšší, čím je vyšší austenitizační teplota. U zmiňovaného maxima (sekundární tvrdost) se projevuje pozitivně vliv precipitace karbidů a transformace zbytkového austenitu. Následně tvrdost zřetelně klesá, protože zřejmě dochází ke hrubnutí precipitovaných karbidů, v souladu s literaturou [3-5].

5.2 Hodnocení struktury po zakalení oceli bez popouštění

Mikrostruktura vzorků byla dokumentována světelným mikroskopem Neophot 32. Koncentrace prvků ve strukturních součástech byly určovány na řádkovacím elektronovém mikroskopu JEOL 7600F s využitím energiově-dispersní analýzy.

Vzorek číslo 1

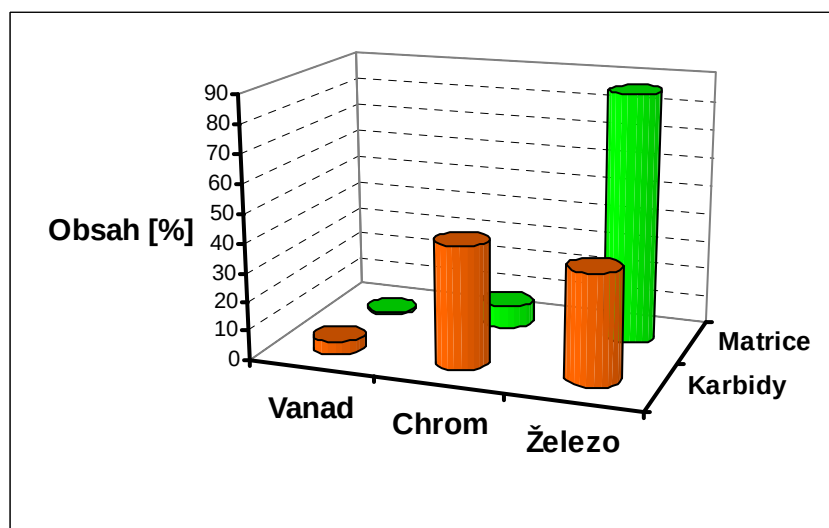
Mikrostruktura vzorku po kalení z teploty 1000°C, bez popouštění, obr. 5 je tvořená maticí (martenzit, zbytkový austenit), a karbidy. Velké karbidické částice, které obsahují Cr a Fe v poměru přibližně 1:1, jsou eutektického původu. Menší sférické částice jsou zřejmě původu sekundárního, protože z jejich malých rozměrů lze usuzovat, že během ohřevu došlo k jejich částečnému rozpouštění v austenitu. Obsah Cr v matici je přibližně 8%, tab. 4. Obsah vanadu v matici je podstatně menší, protože většina vanadu je vázána v karbidech, tab. 4, obr. 6. EDS-mapa rozložení chromu v materiálu ukazuje skutečnost, že většina chromu i po austenitizační ohřevu zůstává vázána v karbidech, obr. 7.



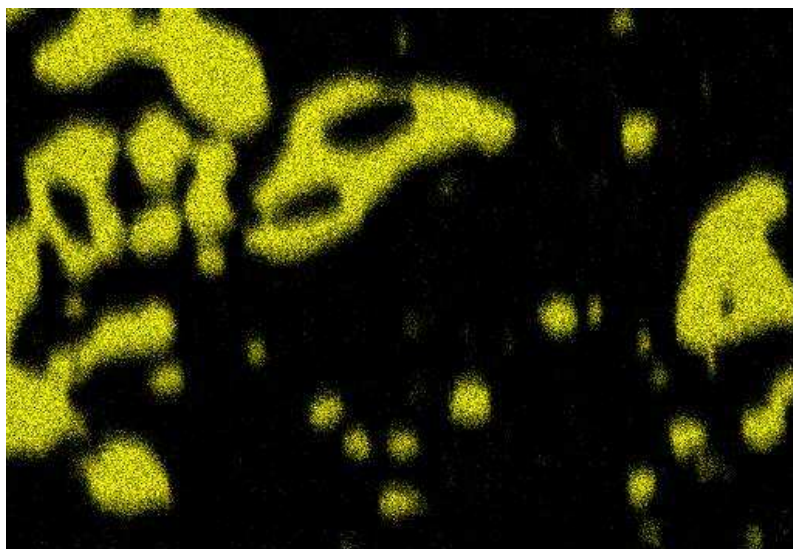
Obr. 5. Mikrostruktura vzorku číslo 1

Tabulka 4. – Obsah legujících prvků ve strukturních složkách vzorku číslo 1

Vzorek číslo 1			
	Vanad	Chrom	Železo
Eutektický Karbid	4,459±0,173	42,358±0,536	37,885±0,754
Matrice	0,337±0,004	8,101±0,578	86,599±1,855



Obr. 6. Obsah prvků ve strukturních složkách vzorku číslo 1.



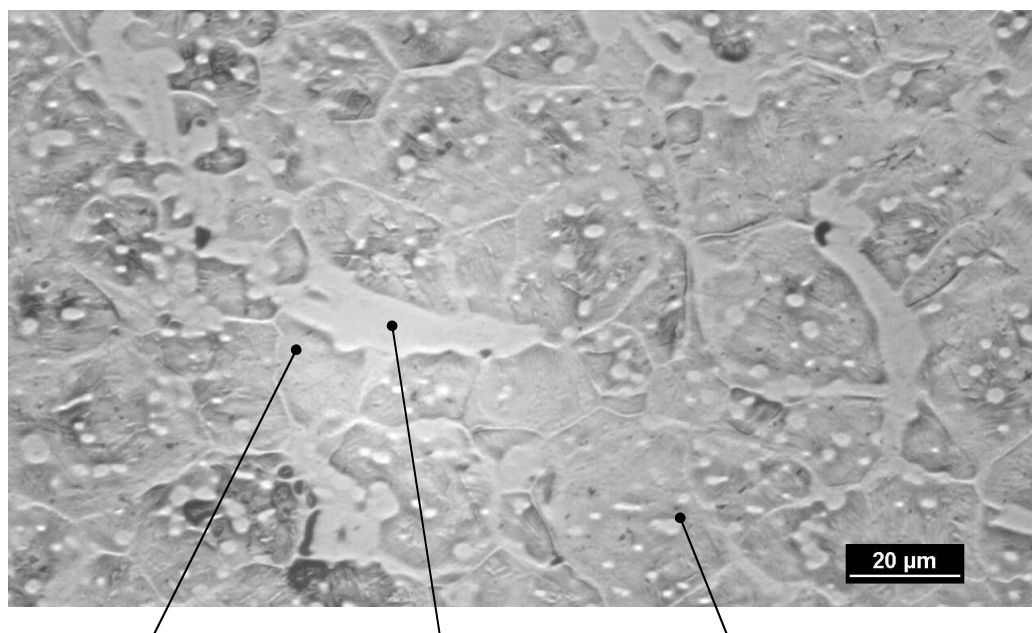
CrKa1

Obr. 7. EDS-mapa rozložení chromu ve vzorku 1.

Vzorek číslo 11

Kaleno na teplotě 1070°C, bez popouštění

Mikrostruktura vzorku po kalení z teploty 1070°C, obr. 8 pozůstává z matrice a karbidů. Matrici tvoří martenzit a zbytkový austenit. Velké eutektické karbidy obsahují kromě chromu rovněž velké množství železa a určitý podíl vanadu, tab. 5, obr. 9, 10. Poměr Cr a Fe je opět přibližně 1:1. Ze snímku je dále patrné, že ve struktuře se na rozdíl od nižší kalící teploty nachází menší množství drobných sférických částic, pravděpodobně sekundárního původu. To svědčí o tom, že sekundární karbidy podléhají rozpouštění v austenitu během ohřevu.



Matrice

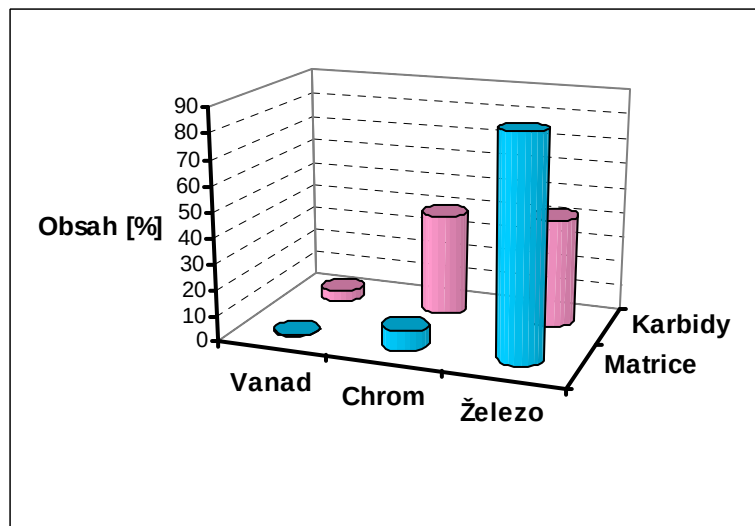
Eutektický karbid

Sekundární karbid

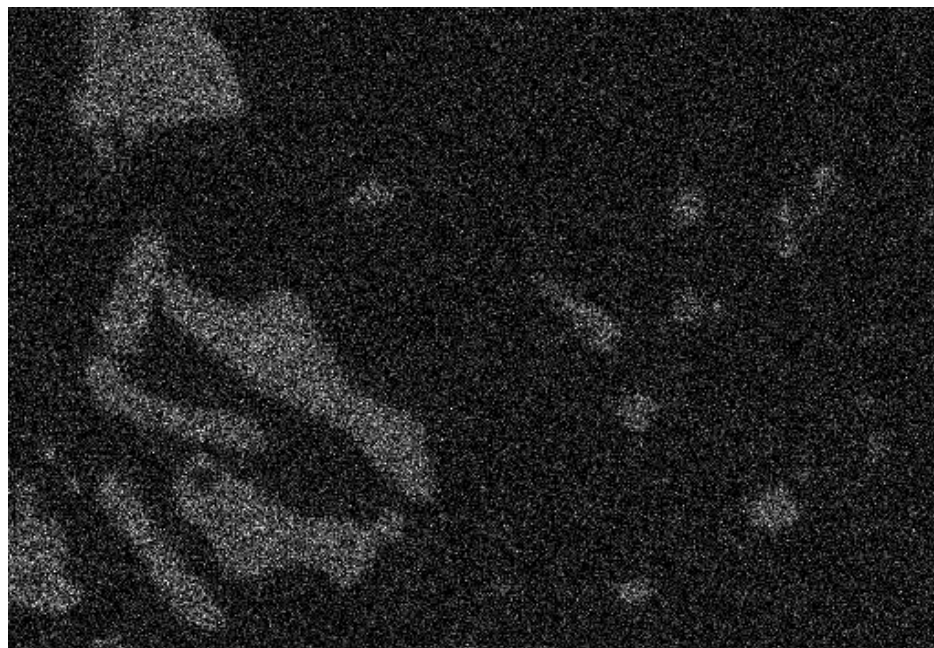
Obr. 8. Mikrostruktura vzorku číslo 11

Tabulka 5. – Obsah legujících prvků ve strukturních součástích vzorku 11

Vzorek 11			
	Vanad	Chrom	Železo
Matrice	0,32254±0,00005	7,7989±0,0084	85,845±0,028
Eutektický Karbid	4,279±0,981	40,32±8,82	42,45±15,3



Obr. 9. Obsah prvků ve strukturních součástích vzorku číslo 11



V Ka1

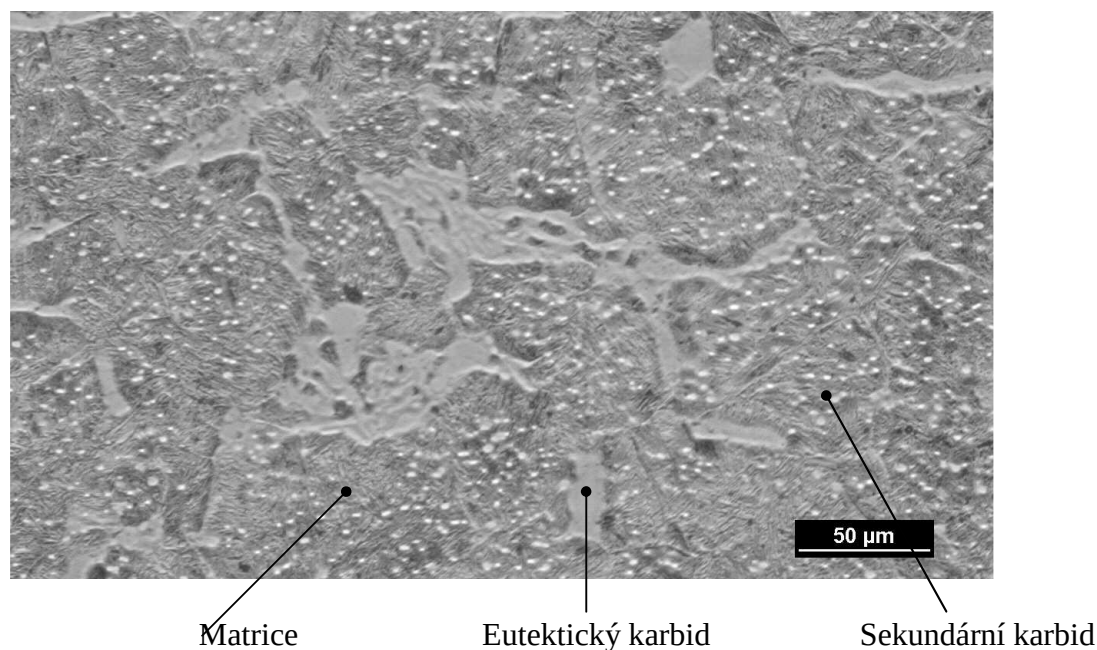
Obr. 10. EDS mapa rozložení vanadu ve vzorku č. 11.

Vzorek číslo 21

Kaleno na teplotě 1120°C

Mikrostruktura oceli po kalení z teploty 1120°C, obr. 11 pozůstává z matrice a karbidů. Matrici tvoří martenzit (je vidět jehlicovitá struktura) a zbytkový austenit. Ve struktuře se nachází stále velké množství karbidů, a to jak velkých eutektických, tak malých sekundárních. Velké eutektické karbidy obsahují kromě chromu rovněž velké množství železa a malé

množství vanadu, tab. 6, obr. 12, 13. Kolem původního eutektického karbidu se však zřejmě vytvářejí i oblasti s nižším obsahem chromu a vanadu (avšak vyšším, než v matrici), tab. 6, obr. 14. Zatím není jasné, proč se tyto oblasti vytvářejí, přičemž při nižších kalících teplotách nebyly zaznamenány. Literatura [3] uvádí možnost reakcí mezi karbidy při velmi vysokých teplotách, takže je možné, že i ve vzorku 21 došlo při výdrži na kalící teplotě k takovým reakcím. Zatím to však nelze potvrdit jinými experimenty. Dále je patrné, že v matrici došlo k nárůstu obsahu Cr a V oproti vzorkům kaleným z nižších teplot. Je to proto, že lze očekávat větší rozpuštění sekundárních karbidů, protože teplota kalení byla vyšší.

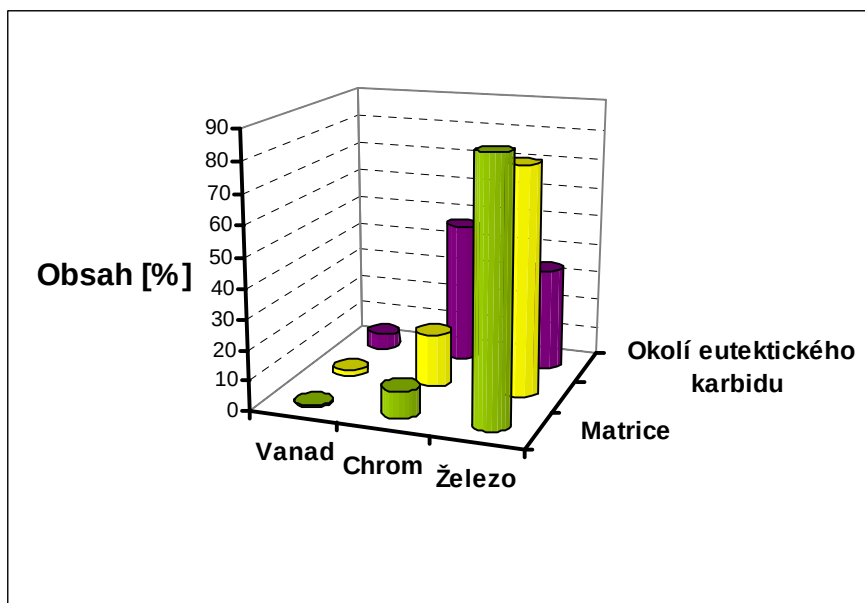


Obr. 11. Mikrostruktura vzorku číslo 21.

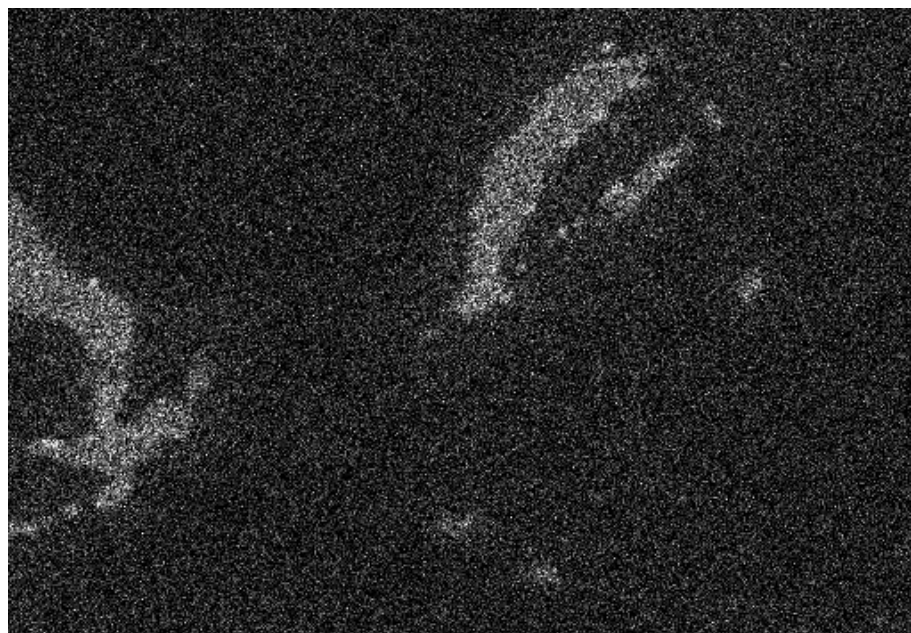
Tabulka 6. – Obsah legujících prvků ve strukturních součástech vzorku č. 21

Vzorek 21			
	Vanad	Chrom	Železo
Matrice	0,4551±0,143	9,188±0,592	85,812±2,103
Okolí eutektického karbidu	1,821±0,987	17,742±0,229	76,634±10,305
Eutektický karbid	5,306±0,251	46,98±10,41	34,401±21,058

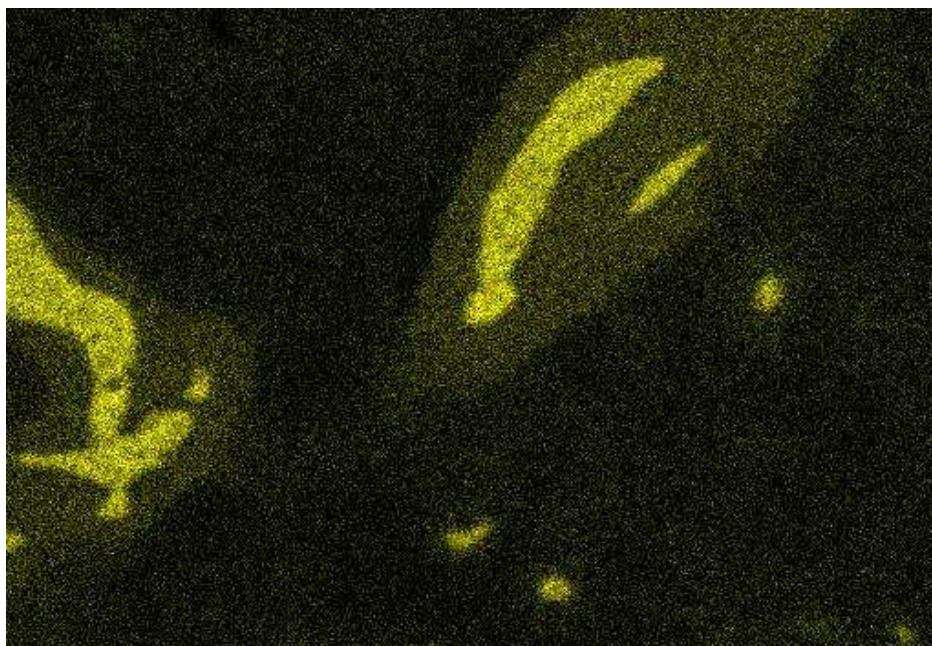
Poznámka: Odchylka počítána podle vzorce $\frac{1}{n-1} \sum (x_i - \bar{x})^2$ (1)



Obr. 12. Obsah prvků ve strukturních složkách vzorku číslo 21



Obr. 13. EDS mapa rozložení vanadu ve vzorku č. 21.



Cr Ka1

Obr. 14. EDS-mapa rozložení chromu ve vzorku 21.

5.3 Hodnocení velikosti zrna

Pro hodnocení velikosti zrna byli použity vzorky číslo 2, 12 a 22, které jsou popouštěny na teplotě 150°C.

Postup:

1. Na obrázek vzorku, který je zvětšen 700x se udělají dvě protínající se úsečky o délce 88,9mm
2. Po jejich délce se spočítají zrna (krajní zrna se počítají jako jedna polovina)
3. Ze dvou hodnot se udělá aritmetický průměr a dostaneme hodnotu G-S (Snyder-Graff)
4. G-S hodnota se dosadí do vzorce pro zjištění velikostního stupně zrna

$$G = [6,635 \cdot \log(G - S) + 2,66] \quad (2)$$
5. Každý vzorek se vyhodnocoval ze čtyř snímků

Tabulka 7. – Naměřené hodnoty

Číslo vzorku	Hodnota G-S	Velikostní stupeň zrna G
2	10	9
12	6,375	8
22	4,875	7

6. Závěr

Ve stavu po kalení roste tvrdost s výší kalící teploty.

Popouštění vede nejprve (do teploty 450 °C) k poklesu tvrdosti. U vzorků kalených z teplot 1070 a 1120 °C se při teplotě 500 °C objevuje maximum sekundární tvrdosti.

Mikrostruktura v kaleném stavu je tvořená martenzitem, zbytkovým austenitem a nerozpuštěnými eutektickými a sekundárními karbidy. Množství sekundárních karbidů s výší teploty kalení klesá.

S růstem kalící teploty roste nasycení matrice legujícími prvky chromem a vanadem.

Při teplotě kalení 1120 °C se ve struktuře oceli objevil „nečekaný jev“, a to výskyt oblastí kolem eutektických karbidů, které svým složením neodpovídají ani matrici, ani eutektickým karbidům. Tomuto jevu bude zapotřebí v dalším studiu věnovat pozornost.

Seznam symbolů

°C	stupeň Celsia
hm %	hmotnostní procento
at %	atomové procento
min, s	minuta, sekunda
mm	milimetry
N, kp	newton, kilo poind
°	stupeň
HV	tvrdost podle Vickerse
G-S	hodnota Snyder-Graff
G	velikostní stupeň

Seznam použité literatury

- [1]:Fremunt, P., Krejčík, J., Podrábský, T.:Nástrojové oceli, Dům techniky Brno,1994
- [2]:Geller, J.A.: Instrumental'nyje stali, 5. vyd., Metallurgija, Moskva, 1983
- [3]:Jurči, P.:Nástrojové oceli ledeburtického typu, 1.vyd., České vysoké učení technické v Praze, 2009
- [4]:Mukherjee,T.:Materials for Metal Cutting, s.80,ISI Publ., No 126 London,1970
- [5]:Leveque,R., Condylis,A.:Mém. Scietifique Revue Metall.,68 (1971), 87.

Internetové prameny

JKZ Bučovice a.s., Ocel nástrojová pro práci za studena W.NR 1.2379,
<http://jkz.cz/cs/produkty/nastrojova-ocel-12379>