



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

VLIV POPOUŠTĚNÍ NA VLASTNOSTI BOROVÉ OCELI

THE INFLUENCE OF TEMPERING PROCESS FOR PROPERTIES OF BORON STEEL

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Luděk Doležal

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Marek Slováček, Ph.D.

BRNO 2024

Zadání bakalářské práce

Ústav: Ústav strojírenské technologie
Student: **Luděk Doležal**
Studijní program: Strojírenství
Studijní obor: Strojírenská technologie
Vedoucí práce: **Ing. Marek Slováček, Ph.D.**
Akademický rok: 2023/24

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.1111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

Vliv popouštění na vlastnosti borové oceli

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Příčnický článek řetězu harvestorů z borové oceli jsou kovány a následně kaleny. Následujícím krokem je robotické přivaření dalších komponent na příčník. Po provedení operace kování a kalení je doporučováno provedení operace popouštění, tzn. cílem uvedené práce je provedení základních experimentů ke stanovení vlivu popouštění na materiálovou strukturu a její tvrdost. Ve spolupráci s firmou budou připraveny vzorky, které budou v určitém režimu zakaleny a popuštěny. Výstupem je stanovit vliv operace popouštění na materiálové vlastnosti příčníku, případně vynechání procesu popouštění a provádět operaci popouštění případně až po svaření příčníku a komponent.

Cíle bakalářské práce:

Rozbor stávajícího stavu.
Popis stávajících výrobních procesů a technologií.
Popis použitých základních materiálů.
Studie proveditelnosti popouštění po kování a kalení.
Provést vyhodnocení provedených zkoušek.
Zohlednit závěry do upraveného postupu výroby.

Seznam doporučené literatury:

AMBROŽ, Oldřich; KANDUS, Bohumil a KUBÍČEK, Jaroslav. Technologie svařování a zařízení. Ostrava: ZEROSS, 2001. ISBN 80-85771-81-0.

KOUKAL, Jaroslav; SCHWARZ, Drahomír a HAJDÍK, Jiří. Materiály a jejich svařitelnost: učební texty pro kurzy mezinárodních svářečských inženýrů, technologů a pro výuku svařování na vysokých školách. Ostrava: Český svářečský ústav, 2009. ISBN 978-80-248-2025-5.

MUSIL, Miloslav; MORAVEC, Jaromír et al. Výroba a aplikované inženýrství ve svařování. Česká Třebová: DOM-ZO 13, 2017.

HRIVŇÁK, Ivan. Teória zvariteľnosti kovov a zliatin. Bratislava: VEDA, 1989. ISBN 80-224-0016-5.

LECOURTIER, Jacqueline a CARTALOS, Ulysse et al. Cementing technology and procedures. Paris: Technip, 1993. ISBN 2-7108-0649-5.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2023/24

V Brně, dne

L. S.

Ing. Jan Zouhar, Ph.D.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jiří Hlinka, Ph.D.
děkan fakulty

ABSTRAKT

Bakalářská práce se zabývá problematikou výskytu zbytkového austenitu u příčnicku článku harvestorového kolopásu při popouštění po delší době. Zvoleným materiálem je borová ocel 27MnCrB5-2. Experiment probíhá porovnáním tří vzorků, první je popuštěn ihned po kalení, druhý 48 hodin po kalení a třetí popuštěn není. Dle předběžných výpočtů rychlostí ochlazování a teploty M_f je přítomnost zbytkového austenitu nepravděpodobná. U všech metalografických výbrusů je optickým mikroskopem pozorovatelná identická martenziticko-bainitická struktura. Na rastrovacím mikroskopu se u obou popuštěných materiálů vyskytuje dolní bainit s karbidy uvnitř feritických lamel. Pouze zakalený vzorek má obtížně rozlišitelné karbidy od martenzitické struktury, avšak bez známek zbytkového austenitu. Z výsledků měření tvrdosti má nejvyšší tvrdost zakalený příčnick, a dle příslušné křivky v ARA diagramu odpovídá tvrdost bainitické struktury. Výskyt zbytkového austenitu byl definitivně vyloučen rentgenovou difrakcí při nižším výskytu, než je 2% rozlišitelnost využitého zařízení.

Klíčová slova

borová ocel, 27MnCrB5-2, popouštění, kalení, zbytkový austenit

ABSTRACT

This bachelor thesis deals with the problem of the occurrence of residual austenite in the crossbar of a harvester forestry tracks during tempering after a longer period of time. The chosen material is boron steel 27MnCrB5-2. The experiment is carried out by comparing three samples, the first is tempered immediately after quenching, the second is tempered 48 hours after quenching and the third is not tempered. According to preliminary calculations of cooling rates and M_f temperature, the presence of residual austenite is unlikely. On all metallographic smears, an identical martensitic-bainitic structure can be observed by optical microscopy. On a scanning microscope, both tempered materials show lower bainite with carbides within the ferritic lamellae. Only the quenched sample has carbides that are difficult to distinguish from the martensitic structure, but no evidence of residual austenite. Based on the hardness measurements, the quenched crossbar has the highest hardness. According to the corresponding curve in the CCT diagram, the hardness corresponds to the bainitic structure. The occurrence of residual austenite was definitely ruled out by X-ray diffraction at less than 2% resolution of the equipment used.

Keywords

boron steel, 27MnCrB5-2, tempering, quench, residual austenite

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

DOLEŽAL, Luděk. *Vliv popouštění na vlastnosti borové oceli* [online]. Brno, 2024. Dostupné z: <https://www.vut.cz/studenti/zav-prace/detail/161007>. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Marek Slováček.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma Vliv popouštění na vlastnosti borové oceli vypracoval samostatně s využitím uvedené literatury a podkladů, na základě konzultací a pod vedením vedoucího práce.

Brno, 24. 5. 2024

místo, datum

Luděk Doležal

PODĚKOVÁNÍ

Děkuji tímto Ing. Marku Slováčkovi, Ph.D. za cenné připomínky a rady, které mi poskytl při vypracování bakalářské práce.

Dále bych chtěl poděkovat všem pracovníkům fakulty strojního inženýrství, kteří mi jakýmkoliv způsobem pomohli při přípravě či vyhodnocování praktické části bakalářské práce. V neposlední řadě děkuji své rodině a přítelkyni za psychickou podporu během celého studia.

OBSAH

Zadání práce

Abstrakt

Bibliografická citace

Čestné prohlášení

Poděkování

Obsah

ÚVOD	10
1 ROZBOR ZADÁNÍ.....	11
2 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ BOROVÝCH OCELÍ.....	15
2.1 Kalení	16
2.1.1 Způsoby kalení	21
2.2 Popouštění	23
3 VYHODNOCENÍ VZORKŮ	26
3.1 Příprava vzorků	28
3.2 Mikrostruktura – světelný mikroskop	29
3.3 Mikrostruktura – rastrovací mikroskop	33
3.4 Zkouška tvrdosti	35
3.5 Rentgenová difrakční analýza	38
ZÁVĚR.....	40

Seznam použitých zdrojů

Seznam použitých symbolů a zkratek

Seznam příloh

ÚVOD

Stejně jako u všech odvětví průmyslu, dochází k pokroku i v oblasti těžby dřeva. Postupem času a vývoje od ručních pil, přes první motorové pily až k těžebním strojům, jako jsou právě harvestory. Jedná se o víceoperační stroje, které dokáží zpracovat strom ihned po skácení, a to včetně odvětvění, zakrácení, přeměření, registrace a následného uložení na skladovací místo. Produktivita, bezpečnost a šetrnost techniky vůči lesnímu povrchu je hlavním důvodem, proč jsou využívány právě tato zařízení. Samotné stroje neslouží pouze k celoplošnému kácení lesů, jako např. při kůrovcové kalamitě, ale mohou být nasazeny k probírce dřeva, či nahodilé těžbě. Jedno ze základních dělení spočívá v konstrukci podvozku. Ty mohou být kolové, pásové nebo krokové. Typ podvozku závisí především na pracovních podmínkách a terénu. [1; 2; 3]

Harvestor na kolovém podvozku je z uvedených konstrukcí nejvyužívanější. Jeho výhoda spočívá především v mobilitě, kdy se dokáže přemísťovat na krátké vzdálenosti sám po vlastní ose bez využití podvalníku. Stroje jsou vyráběny ve variantách čtyř-, šesti-, nebo osmi-kolové. Čím větší počet pneumatik, tím se snáze rozloží tlak na podloží. Pohon bývá řešen buď centrálním hydromotorem, nebo jednotlivými motory pro každé kolo. V případě, že je těžební jednotka využívána v terénu, kde by mohla uvíznout, jako jsou příkré svahy, bažiny anebo mokřady, jsou pro lepší průchodnost aplikovány kolové pásy či řetězy, viz obr. [1; 2; 3]

Se zhoršujícím se povrchem rostou požadavky na trakci. Na podmáčených a měkkých podložích je nutné co nejvíce rozložit váhu, a proto se využívají pásy se širšími příčnickami. Na kamenitých površích se naopak nasazují pásy sestavené z užších příčnicků, které zvyšují stabilitu a chrání pneumatiky. Pásy lze nasadit jak na jedno, tak na dvojici kol. Důležitým aspektem je trvanlivost a odolnost proti poškození. Toho je dosahováno vhodnou výrobní technologií, materiálem či právě tepelným zpracováním. [2; 3; 4]



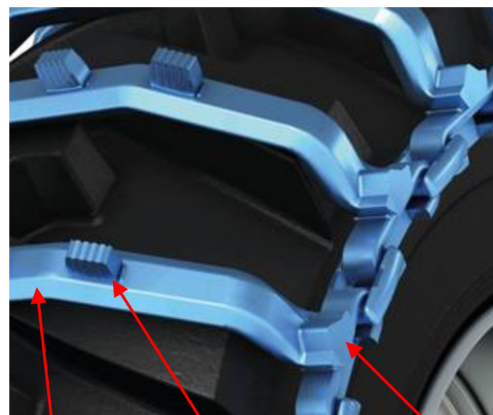
Obr. 1 Kolový harvestor s trakčními pásy. [29]

1 ROZBOR ZADÁNÍ

Náplní práce je zjistit vliv tepelného zpracování na borové oceli. Jedná se konkrétně o články harvesterového kolo-pásu znázorněného na obrázku 2. Celek je tvořen z příčnicku, záběhové kostičky a C-profilu, jak je vidět na obrázku 3. Úkolem je vyhodnotit, zda je možno ve stávajícím technologickém postupu vynechat tepelné zpracování kovaných částí, konkrétně mezi popouštění ihned po kalení, kvůli možné přítomnosti zbytkového austenitu. Pokud by se operace jevila nepotřebnou, mohl by být celek článku popouštěn až na konci výrobního procesu. Společnost Pewag group se řadí mezi nejstarší a největší výrobce řetězů s exportem do celého světa. Hlavním sídlem je v Rakouský Graz. Českým zástupcem je pobočka ve Vamberku. Specializují se na výrobu řetězů a jejich příslušenství v různých odvětví. Sortiment tvoří například řetězy sněhové, technické, ochranné těžební, dopravníkové, a právě lesnické trakční kolo-pásy. [5]



Obr. 2 Pewag bluetrack mono skidder. [30]



Příční Záběhová kostička C-profil

Obr. 3 Detail kolopásu. [30]

Jako materiál pro výrobu je využíván 27MnCrB5-2 ekvivalentní s číslem 1.7182. Jedná se o takzvanou borovou ocel. Je vhodná ke kalení, tváření či svařování. Výsledné produkty jsou vysoce otěru vzdorné. Chemické složení, mechanické vlastnosti a přehled teplot pro tepelné zpracování jsou uvedeny v tabulce 1, 2 a 3 dle normy ISO 683-2:2018, celá norma uvedena v příloze 1. [6]

Tab. 1 Chemické složení oceli 27MnCrB5-2. [7]

C	Si max.	P max.	S max.	Mn	Cr	Cu max.	B
0,24-0,30	0,4	0,025	0,035	1,10-1,40	0,30-0,60	0,40	0,0008-0,005

Tab. 2 Mechanické vlastnosti oceli 27MnCrB5-2. [7]

Rp max [MPa]	Rm max [MPa]	A min [%]	Z min [%]	HV max
800	1250	14	55	360

Tab. 3 Rozmezí teplot tepelných zpracování oceli 27MnCrB5-2. [7]

Operace	Teplota [°C]
Kování	1150-900
Normalizování	870-900
Kalení do vody	880
Kalení do polymeru	920
Popouštění	180-600
Žihání na měkko	690-710

Výrobní postup je u všech typů harvesterových řetězů stejný, mění se pouze rozměry a síly. Z důvodu různé časové a technologické náročnosti je výroba komponentů rozdělena na jednotlivé sekce, které se ke konci postupně spojí. Průběh tvorby samostatných součástí je tedy následující:

- C-profil (obr. 3) – Z nakoupeného hutního polotovaru jsou na pásové pile nařezány přířezy (obr. 4). Pro snazší zpracování v nadcházející operaci projdou lokálním indukčním ohřevem (obr. 5) a následně jsou vloženy do ohýbačky, kde dojde k tváření do konkrétního tvaru (obr. 6). Po vychladnutí je ohnutý profil ručně natřen látkou Condursal. Ta je aplikována na plochy, na kterých se bude v průběhu dalších operací svařovat, jelikož je nutné ochránit místa před nežádoucím nauhličením (obr. 7).

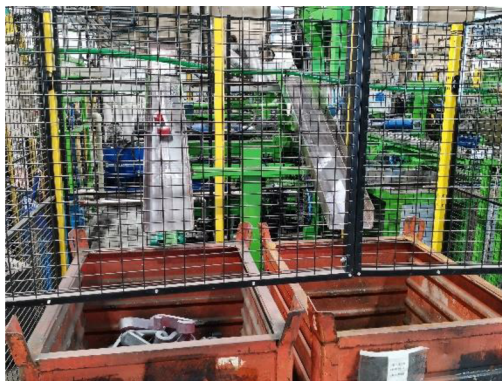


Obr. 4 Pila nařezání polotovaru.



Obr. 5 indukční přehřev přířezů.

Dalším krokem je cementování. Jedná se o chemicko-tepelné zpracování, kdy se povrch materiálu sytí uhlíkem. Hodnoty činí obvykle 0,6 až 0,7 hm. %. Výsledkem je vysoká povrchová tvrdost, zatímco jádro zůstává relativně houževnaté. Procesu se docílí převezněním do průběžné cementační pece, kde je povrch nauhličen do požadované hloubky. Poté jsou prostřednictvím chladicího media SERVISCOL zakaleny. V následujícím kroku tepelného zpracování jsou popuštěny v průběžné popouštěcí peci. V posledním kroku přípravy jsou profily očištěny a připraveny ke svařování. [8]



Obr. 6 Ohýbací zařízení C-profilů.



Obr. 7 C-profil natřen látkou Condursal.

- Záběhová kostička (obr. 3) – výkovky jsou nakupovány od externí firmy. Po dodání prochází stejným chemicko-tepelným zpracováním jako předchozí profily C. Svarové plochy jsou natřeny Condursalem. Cementace a zakalení probíhá ve stejné průběžové peci, pouze za lehce obměněných podmínek (obr. 8). K popuštění je opět využita průběžná pec (obr. 9).



Obr. 8 Průběžná cementační pec.



Obr. 9 Průběžná popouštěcí pec.

- Příčník (obr. 3) – výroba probíhá pomocí roboticky řízeného taktu. Nejdříve je třeba nařezat čtvercový tyčový polotovár na danou délku pomocí pásové pily. S využitím čelistí jsou přířezy přemístěny k indukční peci, kde jsou předehřívány na kovací teplotu. Vyjede-li nahřátý příčník z pece, je přesunut na předem určené místo, kde si jej vyzvedne manipulační robot a uloží segment do kovací zápustky lisu (obr. 10). Po stlačení lisu dojde k tváření přířezu do požadovaného tvaru příčníku. Po otevření zápustky je výkovek ramenem vyjmut, pře-upnut a čelistí ponořen do kalíčního přípravku. V roztoku vody a polymerového media SERVISCOL dojde ke kalení (obr. 11).



Obr. 10 Kovací lis příčníku.



Obr. 11 Kalíci lázeň.

Chladicí medium je udržováno přibližně na teplotě 25 °C a je průběžně filtrováno. Stejným ramenem, jakým byl příčník vložen do přípravku, je také vyjmut a položen na pás projíždějící tryskací komorou. Vždy se čeká až jsou připraveny dva kusy. Z očištěných kusů je jeden odebrán na paletu a následně umístěn do skladu. Předtím ještě dojde k jeho vložení do pece, s cílem jej popustit kvůli odstranění zbytkového austenitu.

Druhý příčník, který pokračuje dále ve výrobním procesu, je odejmut z pásu a přemístěn do svařovacího polohovadla. V první fázi svařování dochází k ustavení jednotlivých záběhových kostiček. Jsou svařovány tavíci se elektrodou v aktivním plynu neboli MAG jednovrstvým svarem po obou stranách (obr. 12). Ve druhé fázi je manipulačním robotem přemístěn do polohovadla pro svaření céček. Sada dokončených příčníků je převezena a naskládána do stejné popouštěcí pece (obr. 13), kde jsou popuštěny k odstranění zbytkového austenitu. [9; 10]



Obr. 12 Svařovací pracoviště MAG.



Obr. 13 Popouštěcí pec.

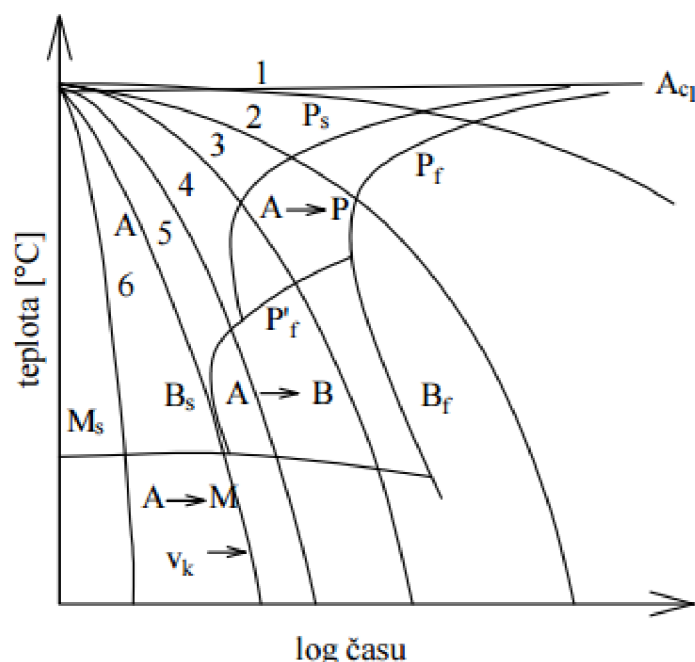
Fakticky hotové články pásu v poslední fázi míří na kontrolní pracoviště. Každý svar prochází stoprocentní vizuální kontrolou. V metalografické laboratoři se provádí namátkové kvalitativní, destruktivní kontroly. Oddělení je také vybaveno tvrdoměrem na měření tvrdosti jednotlivých komponent (příčník, céčko, kostička), a to buď v oblasti jádra, či povrchové vrstvy.

Tato práce bude zaměřena právě na to, zda je nutné provádět popouštění po kování u kusů, které míří do skladu. V případě, kdy by se prokázalo, že je tato operace z metalurgického hlediska nepotřebná, byla by z postupu vyřazena. Tím by se ušetřil jak čas, tak finanční prostředky.

2 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ BOROVÝCH OCELÍ

Specifickým legujícím prvkem borových ocelí je bor, jehož atomy jsou intersticiálně rozpuštěny v mřížce γ -Fe. Často bývá ve složení v oceli kombinován s manganem, či chromem. Jedná se o cenově dostupný prvek, kterým lze kompenzovat drahé legované oceli. Díky tomu se produkty, ve kterých je obsažen, řadí mezi vysoko pevnostní materiály. Jeho podíl ve slitině se zpravidla pohybuje kolem tisícín hmotnostních procent. Například přidáním 30 ppm boru do materiálu obsahujícího 0,15 % C, 1 % Mn a 0,9 % Cr, dojde ke zvýšení jeho tvrdosti téměř o 50 %. Zásadním vlivem na nízkouhlíkové a nízkolegované oceli je zvyšování prokalitelnosti a tím zvyšování jejich tvrdosti. K největší prokalitelnosti obecně dochází v množství 3 až 15 ppm, což dosvědčuje to, že jej nelze přidávat neomezeně. V nadměrném množství (cca >30 ppm) dochází k segregaci složek na hranicích austenitových zrn, která vede ke snižování houževnatosti a způsobuje křehkost. [6; 11]

V podobě feroboronu je využíván v tepelně nezpracovaných ocelích jako pohlcovač dusíku. Pro stejné potřeby bývá použit také hliník, avšak AlN se sráží pomaleji, a tudíž potřebuje vyšší žíhací teploty. Složka činí ocel tvarovatelnou a eliminuje nutnost žíhání k potlačení stárnutí. Jedním z dalších důvodů, proč jsou borové slitiny používány je jejich pevnost, které je využíváno v automobilovém průmyslu k výrobě sloupků a deformačních zón. Velká odolnost proti abrazi najde uplatnění u strojních součástí, které jsou vystaveny otěru. Díky tomu nedochází k úbytku materiálu a není tak nutná častá údržba. Konkrétními příklady jsou radlice zemědělských strojů, bubny domíchávačů betonu, či právě pásy těžebních strojů. [6]



Obr. 14 Schéma diagramu anizotermického rozpadu austenitu. [31]

V borových ocelích probíhají stejné termomechanické pochody jako v jiných ocelích. Rozpad tuhé fáze s překrystalizací a se změnou rozpustnosti je vysvětlen jako rozpad austenitu. Jde o zásadní jev, jelikož díky němu můžeme kalit a zušlechťovat oceli. Může být však využit i na některé nezelezné slitiny kovů v případě, kdy má podobný tvar jako oceli. Při plynulém ochlazení z oblasti austenitu, což se v praxi využívá nejvíce, je řeč o anizotermickém rozpadu austenitu neboli ARA. [12; 13]

Celý průběh je zaznamenán do příslušných diagramů, jako je na obrázku 14. Každému typu oceli náleží vlastní. Tvoří se převážně experimentálně s dopomocí výpočtů. Vykresleny jsou v oblasti os teploty T a logaritmu času t . Obsahují křivky kritických teplot jako je A_{c1} , A_{c2} , A_{cm} .

Stěžejními prvky diagramu jsou polohy oblastí martenzitické, bainitické, perlitické a feritické přeměny ohraničené indexy s a f – M_s , B_s , P_s , F_s a M_f , B_f , P_f . Součástí bývají i podíly fází. Vyjádřené průsečíkem na křivce ochlazování s čarou udávající spodní hranici příslušné oblasti. Aby celkový obsah fáze dosahoval hodnoty 100, po součtu je zbytek doplněn martenzitickým podílem. Diagramy často disponují hodnotami tvrdostí dané struktuře vázanými k jednotlivým křivkám ochlazování. [13]

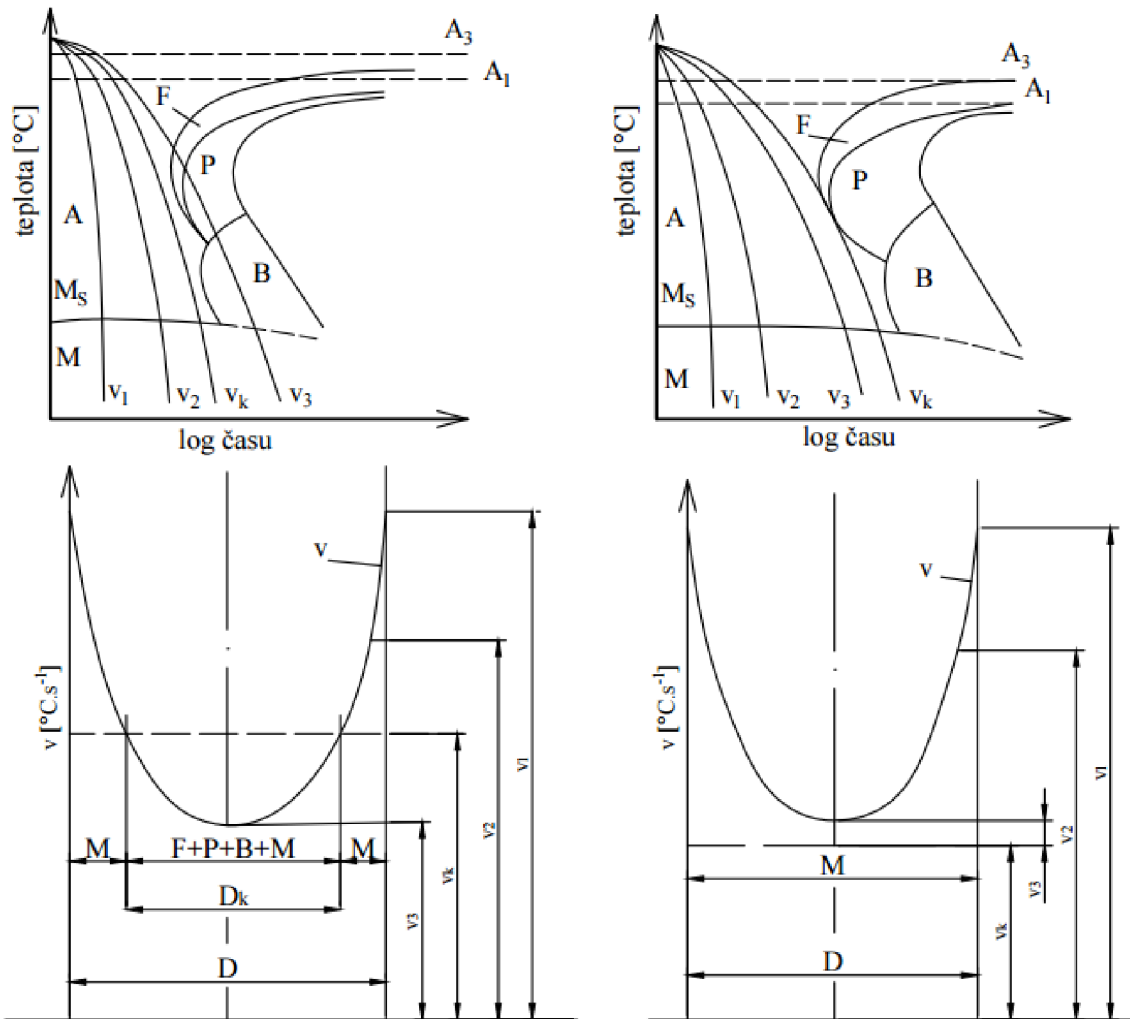
Na tvar a polohu má vliv několik činitelů. Přisadové prvky s výjimkou kobaltu a hliníku posouvají křivky začátků a konců přeměn k delším časům. Karbidotvorné prvky jako je Mo, Cr, W, V mají zásadní vliv jak perlitickou, tak bainitickou oblast, neboť je od sebe oddalují. [14; 15]

Na obrázku 14 je znázorněn modelový příklad ARA diagramu společně s křivkami ochlazování, označenými 1 až 6. Za pomalého ochlazování materiálu, znázorněných křivkami 1 a 2, vzniká perlitická přeměna. Křivka 2 má však vyšší rychlost ochlazování, tudíž se posouvá začátek i konec přeměny na nižší hodnoty a menší časy. U hodnot rychlosti jako je například 3, nedojde k perlitické transformaci až ke konci a zbylý austenit se přemění na bainit, výsledná struktura je tedy bainiticko-perlitická. V případě vyšších rychlostí, než je křivka 4, nastává rozpad austenitu přímo na bainit, po dosažení teploty M_s pokračuje pouze martenzitická transformace. Za rychlostí větších, než je 5, se zvětšuje podíl martenzitu. Tato oblast může být taky označována jako rychlost kritická neboli v_k . Jedná se o nejmenší hodnotu ochlazování s výsledkem martenzitické struktury s jistým podílem zbytkového austenitu. U nadkritických rychlostí je hodnota M_s konstantní, za podkritických předchází přeměně difuzní rozpad austenitu s obohacováním netransformovaného austenitu o uhlík a s následným poklesem teploty M_s . [13]

2.1 Kalení

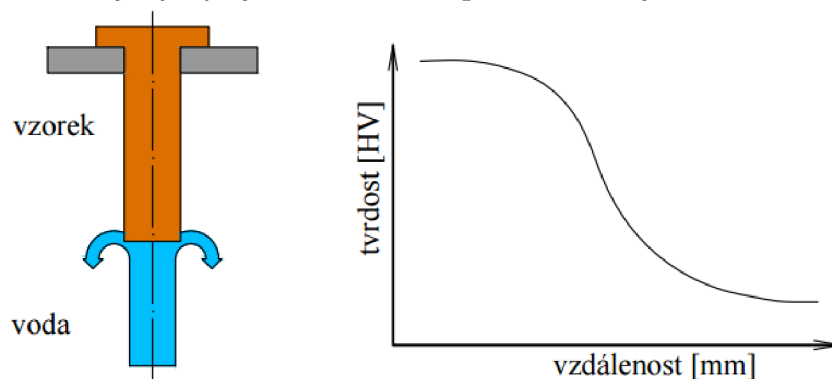
Podstatou kalení je zvýšení tvrdosti oceli vytvořením částečné nebo zcela rovnovážné struktury. Jedná se o postup tepelného zpracování, při kterém je nutné součást ohřát na austenitizační teplotu, tedy na teploty nad křivkami A_{C1} a A_{C3} . Po výdrži na této teplotě následuje ochlazení, které musí mít větší než kritickou rychlost. Struktura zakalených ocelí může být martenzitická, bainitická v některých případech i feritická či perlitická. [16]

Zda je možno danou ocel podrobit tomuto tepelnému zpracování, rozhoduje technologická vlastnost, a to kalitelnost. Slitiny železa, které této zkoušce nevyhovují, jsou převážně vysokolegované nepolymorfní feritické nebo austenitické oceli. Pomocí maximální dosažené tvrdosti martenzitu se určuje další charakteristika, a to zakalitelnost. Závisí především na obsahu uhlíku v austenitu. Je možné ji stanovit na libovolném vzorku, který prošel kalením. Zmíněné vlastnosti kalitelnost i zakalitelnost jsou závislé na stavu austenitu před ochlazováním, konkrétně na velikosti zrna, homogenitě, či přítomnosti minoritních fází. Poslední schopností je prokalitelnost. Ta vyznačuje, do jaké hloubky pod povrchem materiálu je zachována zakalitelnost po tepelném zpracování. Hodnota je určena vztahem mezi kritickou rychlostí kalení v_k a skutečnou rychlostí ochlazování uvažovaného předmětu v_i . Je-li v_i na povrchu větší než v_k , dojde k přeměně. Naopak v jádru materiálu bývá v_i menší, a tudíž k zakalení nedojde. V případě, kdy je v_k menší než rychlosti ve všech průřezích, dojde k prokalení celé součásti, viz obrázek 15. [13]



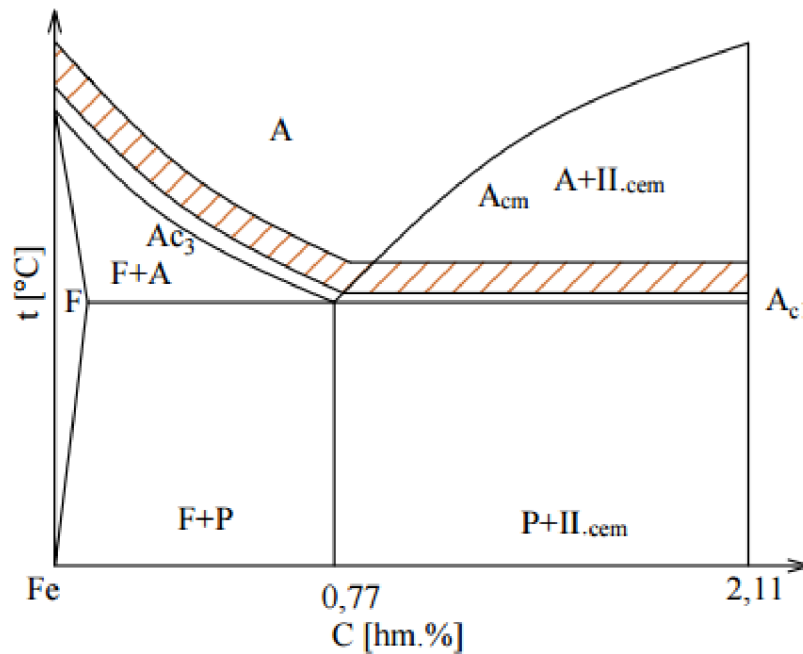
Obr. 15 Průběhu kalení s rychlostmi ochlazování z ARA diagramu s vlivem na finální strukturu. [13]

V praxi se pro zjištění prokalitelnosti používá tzv. Jominyho test. Využívá se váleček dlouhý 102 mm o průměru 25,4 mm. Před samotným testem dojde k normalizování z důvodu předchozího kování. Nahřívání probíhá v indukční peci na rozmezí teplot 800 – 900 °C. Po vyndání je co nejrychleji přenesen do testovacího zařízení. Zde je uložen ve svislé poloze, přičemž spodní část je ochlazována proudící vodou, jak je znázorněno na obrázku 16. Tím se dosahuje rozdílných rychlostí ochlazování. K vyhodnocení je váleček vybroušen po celé délce do hloubky 0,38 mm, kvůli odstranění nauhličeného materiálu. Dále je měřena tvrdost od konce až po okraj v rozmezí 1,5 mm pro legované oceli a 0,75 mm pro nízkolegované materiály. Právě začátek vykazuje největší tvrdost z důvodu výskytu velkého poměru martenzitu. Postupně klesá, jelikož se na okraji vyskytuje bainit, ferit až perlit. Průběh je na obrázku 10. [17]



Obr. 16 Schéma Jominyho testu kalení. [17]

Pro kalení jsou charakteristické u podeutektoidních ocelí teploty 30 až 50 °C nad křivkou A_{c3} , viz obrázek 17. Je to vlastně kompromis mezi dosažením homogenního austenitu a zachováním jemného austenitického zrna. Kdyby došlo ke zhrubnutí zrna, mělo by to negativní vliv také na martenzitickou strukturu. Vytvářely by se mikrotrhliny a narůstalo by vnitřní napětí, to vše s následným poklesem houževnatosti, růstem tranzitní teploty a nárůstem možných předčasných a zbrzděných lomů. Takový problém není nutné řešit u jemnozrnné oceli, u které lze využít vyšší teploty bez rizika zhrubnutí původních zrn. [13]



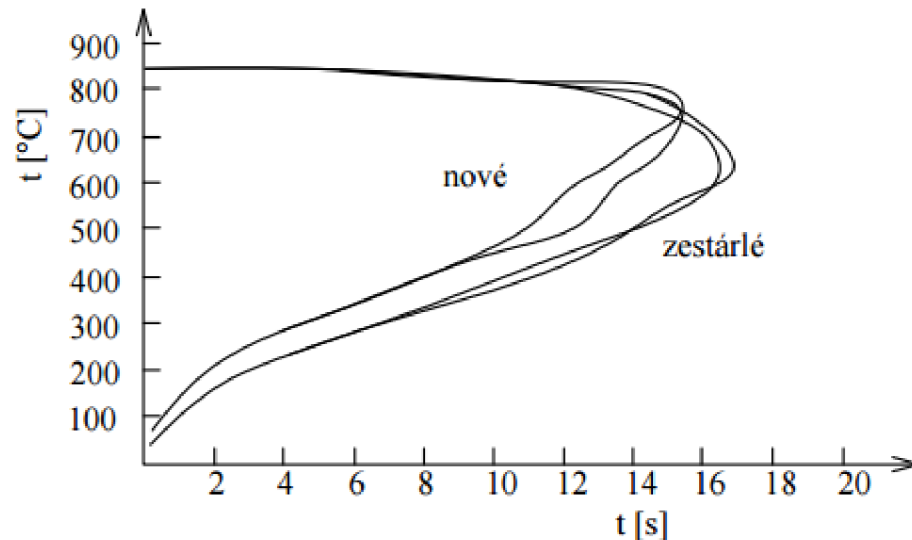
Obr. 17 Pásmo kalících teplot. [13]

V případě nadeutektoidních ocelí je teplotní rozmezí 30 až 50 °C nad křivkou A_{c1} , viz obrázek 17. V konečném uspořádání se mezi zrnky martenzitu tvoří zbytkový austenit a nerozpuštěný sekundární cementit. Ten v rovnoměrném rozložení docílí optimálních vlastností. K jeho získání je nutné před kalením provést žíhání na měkko. [13]

Pro správné ochlazení je důležité mít vhodné prostředí. Snižování teploty musí být optimálně rychlejší než v_k . V situaci, kdyby bylo příliš rychlé, vznikalo by v průřezu teplotní a strukturální napětí. Ochlazovací schopnost médií ovlivňuje tepelná vodivost, měrné, výparné teplo a viskozita. Jednotlivé účinky jsou znázorněny na obrázku 19 [13]. Použité látky mohou být:

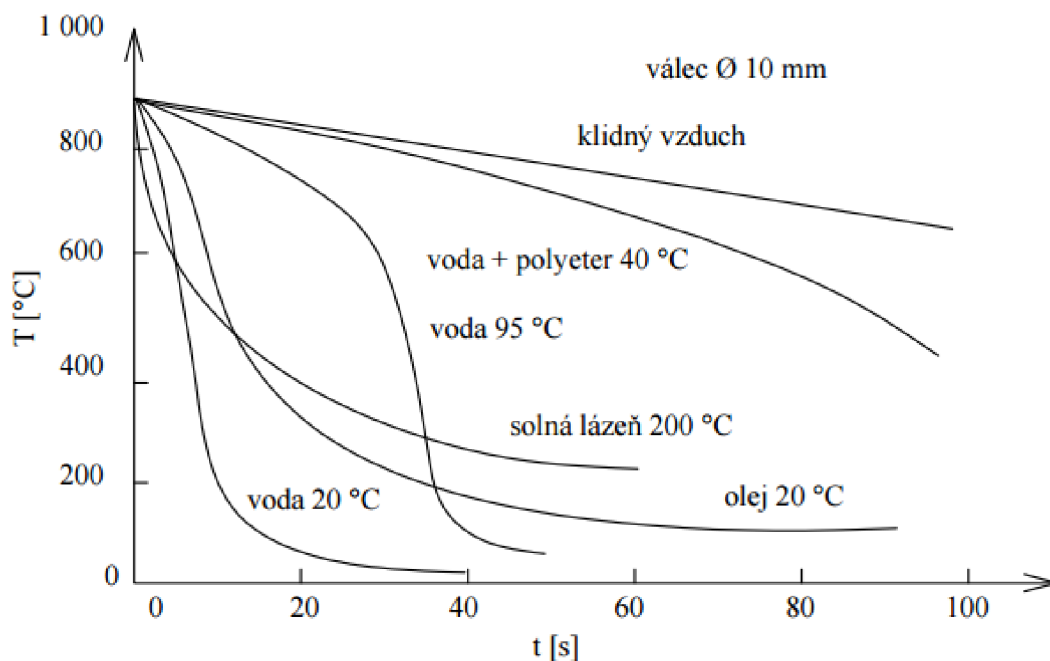
- Voda – jedná se o chemicky nejstálější a velmi účinné prostředí. V procesu nabývá teplot od 20 do 30 °C, při zvyšování teploty se kalící schopnost snižuje a může docházet k vnitřním vadám materiálu. V perlitické oblasti činí rychlost ochlazování cca 400 °C/s. Dosáhne-li těleso 380 °C zvýší se i rychlost, a to až na 770 °C/s. Odtud začne klesat a při 100 °C se pojí s rychlostí 45 °C/s. Z průběhu vyplývá, že dochází ke třem fázím, a to období parního polštáře, varu a přímé odvádění tepla. Parní polštář působí na součást jako izolant a je vesměs nežádoucí. Dá se mu vyvarovat pohybem v lázni či přidáním NaCl. V koncentraci 5 % se okamžitě naruší, tím se zvyšuje i hloubka prokalení. [13; 16]
- Olej – používá se především pro legované oceli. Oproti vodě má v perlitické oblasti 3 až 4x nižší rychlost ochlazování, v oblasti martenzitické je rozdíl desetinásobný. Avšak v průběhu kalení se jeho kalící účinnost příliš neliší. Velkou výhodou je zamezení vzniku vnitřního napětí a absence parního polštáře. Naopak vzniká vysoké riziko vznícení a při odpařování negativní vliv na životní prostředí. Nejvyužívanějšími jsou oleje minerální s přidávanými aditivy méně pak syntetické. [13]

- Polymery – jedná se o nejvíce využívané medium v praxi. Bývají na bázi PAG, PVP, PSA, či PEOX rozpouštěny ve vodě. Při smáčení poskytují rovnoměrný odvod tepla, což vede ke snížení teplotního gradientu a deformace. Části polymeru přilnou ke kalenému kusu a vytvoří se tak okolo něj film. Dojde ke zpomalení rychlosti ochlazování v oblasti martenzitické fáze a zabrání se tak vzniku trhlin. Díky možnosti regulace koncentrace ve vodě, je možné upravit si rychlosti kalení právě pro daný materiál. Vyznačují se bezpečností, čistotou a nevysokou cenou. Naopak jejich nevýhodou je jejich časová degradace, což může způsobit pokles kalicího účinku (obr. 18). Při působení nevyvolávají toxické výpary, díky čemuž jsou šetrné k životnímu prostředí. [18; 19]



Obr. 18 Vliv stárnutí polymeru. [18]

- Vzduch – využívá se zejména pro vysocelegované materiály, jako jsou rychlořezné oceli. Jde o nejmírnější prostředí, účinek lze zlepšit navýšením tlaku případně přidáním H_2O a vznikem vodní mlhy. [13; 16]



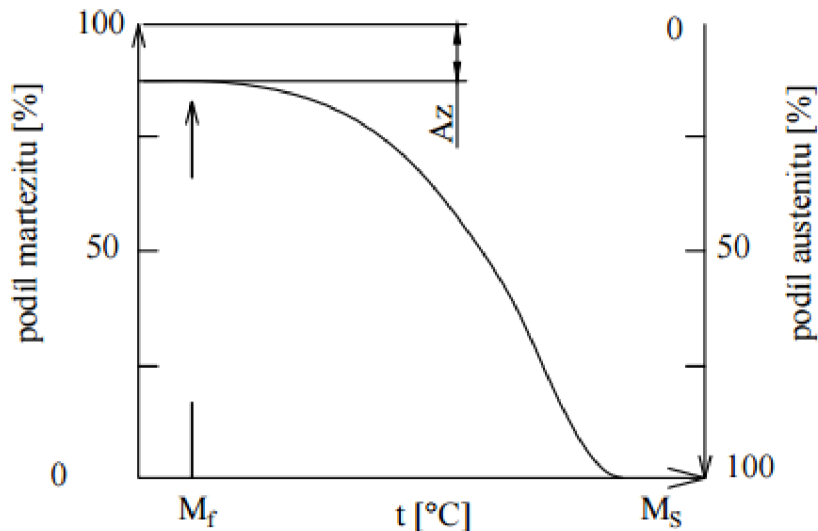
Obr. 19 Ochlazovací křivky rozdílných médií. [13]

Pro znázornění průběhu rychlosti ochlazování je možno použít vzorec. Výsledek lze porovnat s křivkami v ARA diagramu a díky tomu odhadnout přibližnou tvrdost a strukturu.

Výpočet rychlosti ochlazení:

$$v_o = \frac{T_s - T_f}{t_s - t_f} \text{ [}^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}\text{]} \quad (2.1)$$

kde: T_s – počáteční teplota [$^\circ\text{C}$]
 T_f – konečná teplota [$^\circ\text{C}$]
 t_s – čas počáteční teploty [s]
 t_f – čas konečné teploty [s]



Obr. 20 Schéma martenzické křivky oceli. [13]

Při nízkých teplotách a značném přechlazení nastává martenzická přeměna, která probíhá v intervalu teplot martenzit start (dále jen M_s) a martenzit finish (dále jen M_f). Za takových podmínek není možná difúze substitučních prvků, ani uhlíku. Produktem této přeměny je martenzit. Jedná se o silně přesycený, nerovnovážený, metastabilní, tuhý roztok uhlíku v železe α . Krystalizuje do tetragonálně prostorově centrované mřížky, jejíž parametry závisí na obsahu uhlíku. Je-li koncentrace nižší jak 0,2 % C, většina atomů uhlíku segreguje na dislokacích či na strukturních hranicích jehlic martenzitu. V případě, kdy je obsah vyšší, mají atomy C místo v intersticiálních oktaedrických polohách prostorově centrované mřížky α . Hlavním aspektem rychlosti tvorby martenzitu je rychlost nukleace a ta závisí na teplotě přeměny. Rychlým ochlazením na rozmezí teplot M_s a M_f se austenit transformuje na martenzit, to vše probíhá za velkých rychlostí. K růstu martenzických útvarů s klesající teplotou nedochází, spíše se vytváří útvary nové. Nikdy však nedojde ke 100% přeměně. V konečné struktuře je zachováno určité množství austenitu, též nazýváno zbytkový. Zastoupení martenzitu v závislosti na teplotě je znázorněn na obrázku 20. [12; 13]

Hodnoty teplot M_s a M_f jsou ovlivněné chemickým složením a nabývají dle výpočtu. [20]

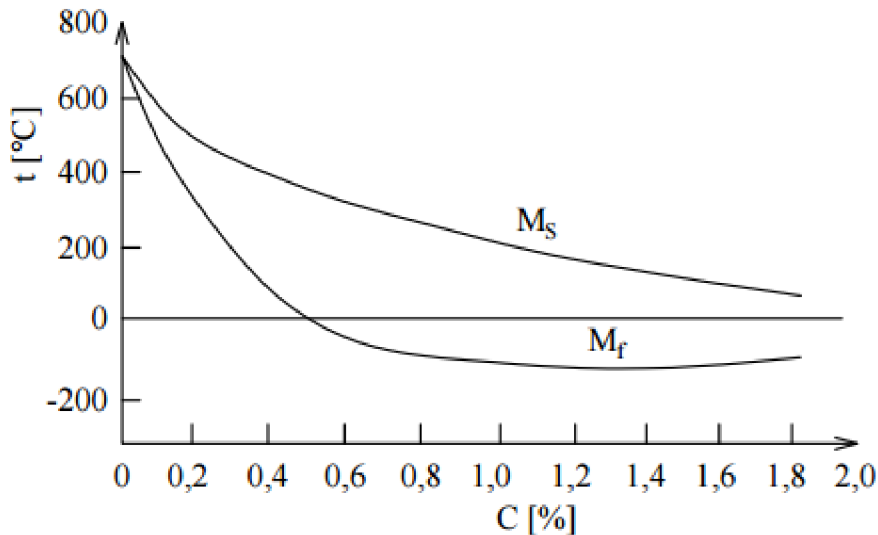
Teplota martenzit start:

$$M_s = 539 - 423 \cdot C - 30,4 \cdot Mn - 17,7 \cdot Ni - 12,1 \cdot Cr - 7,5 \cdot Mo \text{ [}^\circ\text{C]} \quad (2.2)$$

Teplota martenzit finish:

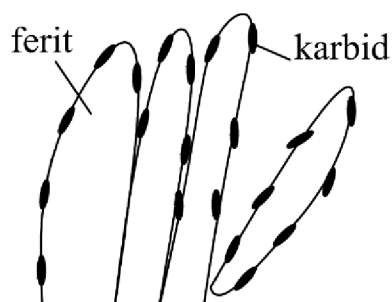
$$M_f = 346 - 474 \cdot C - 33 \cdot Mn - 17 \cdot Ni - 21 \cdot Mo - 17 \cdot Cr \text{ [}^\circ\text{C]} \quad (2.3)$$

Ze vztahu vyplývá, že se zvyšujícím se obsahem uhlíku a jiných legujících prvků klesá konečná hodnota hranic přeměny. Vliv uhlíku na průběh teplot je graficky znázorněn na obrázku 21. S vysokým obsahem může konečná mez transformace klesnout až do záporných teplot. V tomto případě lze zbytkový austenit při kalení očekávat a je nutné provést potřebné kroky pro jeho odstranění.

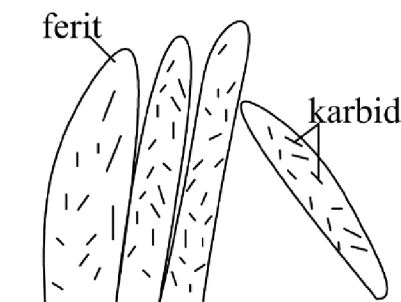


Obr. 21 Vliv obsahu uhlíku v austenitu na teploty M_s a M_f . [13]

Druhá z možných přeměn je bainitická, ta se uskutečňuje smykem, je doprovázena difuzí uhlíku a následnou precipitací cementitu. Bainit je nelamelární, feritickokarbidická směs s vlastní S-křivkou, vzniklá rozpadem austenitu mezi teplotami 500 °C a M_s . U uhlíkových ocelí je přechod mezi strukturou jemného lamelárního perlitu a bainitu plynulý, jelikož se C-křivky v přeměně částečně vzájemně překrývají. Naopak u legovaných ocelí karbidotvornými prvky je oblast oddělena více stabilním austenitem. Vzhled struktury závisí na rychlosti a teplotě při průchodu bainitickou oblastí. Pojmenování možných stavů morfologie u izotermické transformace je horní bainit, znázorněný na obrázku 22, který vzniká při nižších rychlostech a má karbidy cementitu na povrchu feritu a dolní bainit, vykreslený na obrázku 23, vznikající za vyšších rychlostí s karbidy uvnitř feritické jehlice. [13]



Obr. 23 Horní bainit. [15]

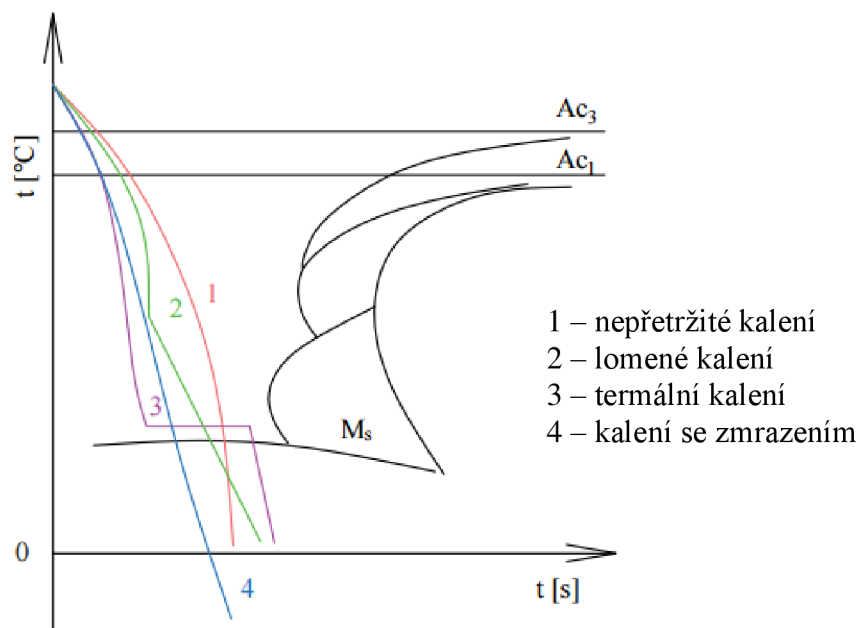


Obr. 22 Dolní bainit. [15]

2.1.1 Způsoby kalení

Jaký typ kalení se zvolí pro tepelné zpracování záleží zejména na požadovaných vlastnostech, tvaru, velikosti i jaký materiál se zpracovává, zobrazeny jsou na obrázku 24. Využívá-li se plynulého kalení, jsou předměty ochlazovány v prostředí o pokojové teplotě. V případě přetržitého kalení je využito dvou médií o pokojové teplotě, ale s odlišnou intenzitou chlazení, nebo teplotou lázně. Důvodem přetržitého procesu je snížení úrovně vnitřního napětí, a tak omezení deformace, případně i zabránění vzniku trhlin. [13] Druhy kalení:

- Martenzitické do studené lázně – jako médium se používá voda, olej, polymer či vzduch. Jedná se o nejčastější způsob. Hlavními přednostmi jsou technologická nenáročnost a poměrně nízká cena. Naopak nedostatky jsou velká míra vnitřních napětí zejména při použití vody. [13]
- Přerušované neboli lomené – při tomto způsobu dojde k rychlému ochlazení těsně nad M_s , tím dojde předejití perlitické přeměně, následně je předmět přeložen do média s mírnějším ochlazovacím účinkem, ve kterém je dovršena martenzitická přeměna. [13]
- Termální – teplota kalící lázně se pohybuje těsně nad teplotou M_s , kalené oceli. Při dostatečné prodlevě na teplotě dojde k vyrovnání teplot na povrchu i v jádru součásti, čímž dojde k omezení vnitřních pnutí již před kalením. Důležité je však nesetrvat zde příliš dlouho, jelikož by mohl nastat růst bainitické struktury. Poté následuje ochlazení, kdy vznikne požadovaná martenzitická přeměna. Využívá se zejména u vysocelegovaných ocelí se stabilním austenitem nad M_s , či menších a tvarově složitějších výrobků z nízkolegovaných ocelí. [13]
- Izotermické zušlechťování – po nahřátí je součást rychle přesunuta do termální lázně, která dosahuje teplot bainitické přeměny. Zde setrvá až do dovršení transformace a poté je dochlazena na vzduchu. Při tomto způsobu je dosahováno minimálního teplotního a strukturálního napětí. Z toho vyplývá minimální náchylnost na deformace, či praskání předmětů. Takto zakalené díly není nutno popouštět. Je vhodná pro menší průřezy z nízkolegovaných součástí. [13]
- Izotermické – jedná se o modifikaci předešlého způsobu, kdy je teplota média těsně pod M_s . Výsledná struktura je složena z bainitu, martenzitu a zbytkového austenitu. V případě nízko legovaných vysoce pevných ocelí lze dosáhnout optimálního poměru houževnatosti a pevnosti popuštěním struktury, ve které nepřesáhne hodnota bainitu 25 hm. %. [13]
- Se zmrazováním – dílec je v co nejkratší době po ohřevu přemístěn do prostředí, které je pod bodem mrazu. Někdy je teplota až $-196\text{ }^\circ\text{C}$, což je teplota kapalného dusíku. Cílem je minimalizovat výskyt zbytkového austenitu ve struktuře. Zmrazení by mělo proběhnout ihned, aby nedošlo k jeho stabilizaci. Používá se u cementovaných ocelích, kdy je teplota M_f právě pod bodem mrazu. Vzniká zde však vysoké riziko vnitřních napětí, proto je nutné popouštění, byť jen na nízkou teplotu. [12; 13]

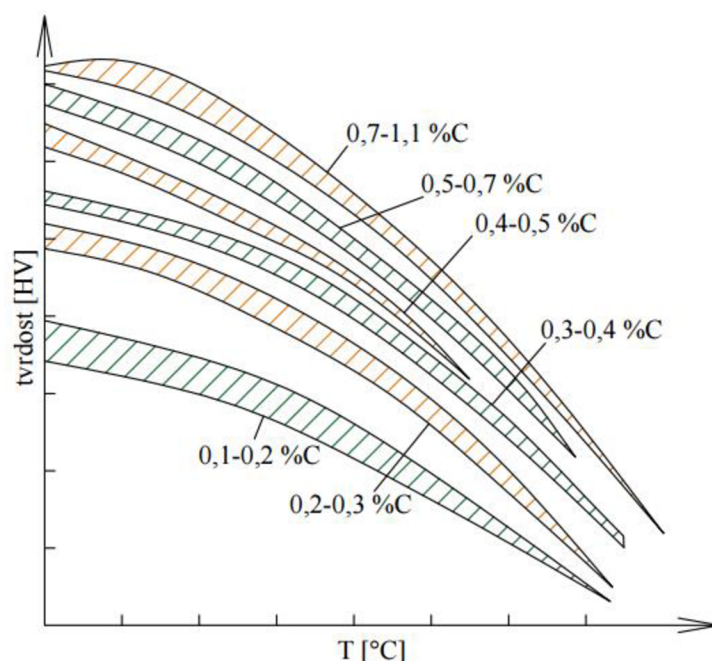


Obr. 24 Druhy kalení. [15]

2.2 Popouštění

Zakalením vzniklá martenzitická struktura nejenže způsobuje vyšší tvrdost součásti, ale zároveň i velkou křehkost. K navrácení požadované houževnatosti a snížení vnitřního pnutí se využívá další typ tepelného zpracování, a to popouštění. Dosahuje se ho ohřátím produktu na požadovanou teplotu, z pravidla pod křivkou A_{c1} , na které je nutno setrvat daný čas a následně pozvolna ochlazovat [21]. Průběh neboli stádia jsou rozděleny na [12]:

- První stádium popouštění – probíhá do teploty cca 200 °C. Dochází k rozpadu tetragonálního martenzitu neboli uhlíkem vysoce přesyceného tuhého roztoku α' . Vznikne nerovnovážný karbid ϵ označován $Fe_{2,4}C$, který má těsně upořádanou šesterečnou mřížku a nízkouhlíkový martenzit s obsahem cca 0,25 %C. Průběh je spojen s mírným poklesem vnitřního napětí.
- Druhé stádium popouštění – trvá v rozmezí teplot cca 200 až 300 °C. Hlavním znakem je rozpad zbytkového austenitu na strukturu bainitického typu. Průběh přeměny je srovnatelný s mechanismem přímého rozpadu stabilního austenitu při ochlazování za obdobných teplot. Společně s tím dochází k zvětšení měrného objemu oceli.
- Třetí stádium popouštění – nastává od teplot cca 250 °C. Vzniká rovnovážný tuhý roztok α neboli ferit. Při nízkých teplotách má cementit tyčinkovou morfologii. Od teplot cca 400 °C se karbidy rozpouštějí a vznikají kulovitá zrna cementitu. Proces je doprovázen postupným snižováním obsahu uhlíku v tuhém roztoku a změnou substruktury. Stádium má také výrazný vliv na změnu vlastností oceli. Dochází ke snižování tvrdosti, narůstá tvárnost a houževnatost, s tím klesá zbytkové napětí a zmenšuje se měrný objem. Výsledkem je feriticko-cementická struktura zvaná též jako sorbit. Na obrázku 25 jsou zobrazeny obsahy uhlíku a jejich vliv na tvrdost během popouštění
- Čtvrté stádium popouštění – nabývá od teplot cca 500 °C. Vyznačuje se postupným hrubnutím částic cementitu a feritického zrna plus rekrystalizací. U oceli pokračuje klesání pevnosti, zvyšování plasticity a houževnatosti. Ve struktuře, kde vznikl sorbit, za vysokých teplot tedy pod A_1 , se utváří zrnitý perlit. U legovaných ocelí mohou vznikat nové karbidy s rozdílnou mřížkou, než je cementit. Precipitace je však podmíněna difuzí legujících prvků tvořících karbid. V tomto případě dochází k vytvrzování ocelí a vzniku sekundární tvrdosti.

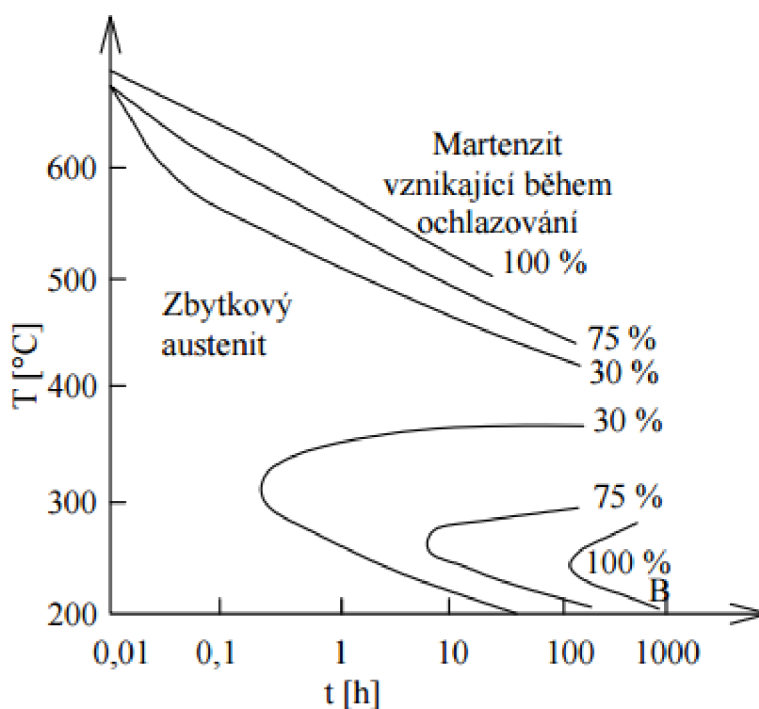


Obr. 25 Vliv obsahu uhlíku na tvrdost po pouštění. [32]

Na výsledné vlastnosti materiálu mají také vliv parametry, kterými bylo dosahováno hodnot pro stejné tvrdosti. V případě intenzivního průběhu, kdy je zvýšená teplota v krátkodobém úseku, nastává zvyšování houževnatosti vůči nízkým teplotám při delším setrvání. Důsledek je připisován zmenšení vlivu popouštěcí křehkosti a jemnějšímu vyloučení částic karbidu. Dle výše popouštěcí teploty a účelu použití se popouštění dělí na dvě skupiny [12]:

- Nízkoteplotní – hlavním účelem je snížení vnitřního napětí po kalení, snížení podílu zbytkového austenitu a zlepšení houževnatosti, případně stabilizace rozměrů. Teploty při procesu nepřekračují hodnot 350 °C, výjimkou bývají některé vysocelegované oceli.
- Vysokoteplotní – primárním důvodem je získání vhodných mechanických vlastností, především vysoké houževnatosti při vysoké mezi kluzu a únavy. Zahrnuje se sem i popouštění pro sekundární tvrdost ocelí. Pro tepelné zpracování zahrnující jak kalení, tak popouštění je zaveden název zušlechťování.

Další typ popouštění je využíván za účelem odstranění zbytkového austenitu. Ten vzniká po zakalení oceli a je většinou nežádoucí. Účelem zušlechťování je zbytkový austenit odstranit úplně, nebo jej stabilizovat. Samotný je poměrně měkký a časem může docházet k jeho přeměnám. Taková přeměna způsobuje změny rozměrů a vznik nových vnitřních napětí, které mohou v krajním případě vést až k prasknutí předmětu. [16]



Obr. 26 Transformační diagram zbytkového austenitu. [13]

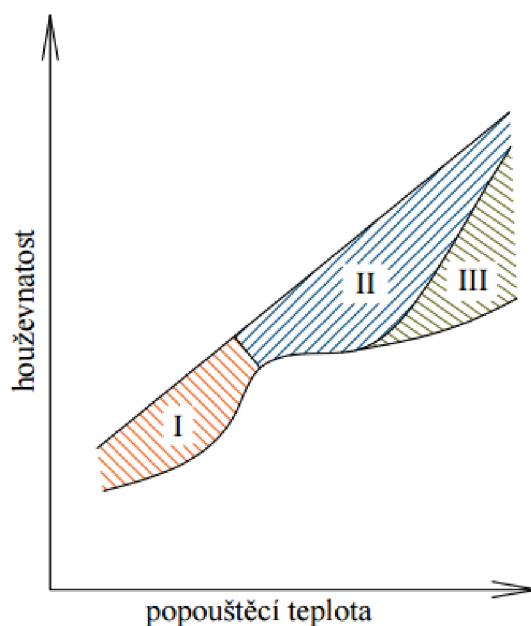
U vysocelegovaných ocelí s vysokým obsahem uhlíku se jedná o poměrně složitou přeměnu. Zbytkový austenit je v tomhle případě vysoce stabilní a jeho přeměny začínají až u teplot nad 500 °C. Z přesyceného austenitu precipitují karbidické fáze, což má za následek ochuzení austenitu o uhlík a karbidotvorné prvky. Tím se stává nestabilní a má vyšší teplotu M_s . Během chladnutí při popouštění transformuje na martenzit, jedná se o tak zvané sekundární kalení. Při nižších teplotách asi do 400 °C, je možné zbytkový austenit za pomoci izotermického průběhu přeměnit na bainit, jak je znázorněno na obrázku 26. [13]

Při popouštění a se zvyšující se teplotou nemusí dosahovat houževnatost materiálu požadovaných hodnot. Má to negativní důsledek v poklesu lomové houževnatosti či nárazové práce, zvýšení tranzitních teplot a náchylnosti ke koroznímu praskání. To vše má za následek popouštěcí křehkost. [13]

Dle časových a teplotních podmínek je možno rozlišovat tři druhy popouštěcí křehkosti, jež jsou na obrázku 27, který zobrazuje oblasti I až III. Za izotermických podmínek se vyskytují popouštěcí křehkosti ve dvou teplotních intervalech. V rozmezí teplot 350 až 450 °C vzniká nízkoteplotní popouštěcí křehkost, na obrázku 27 jako oblast I. Za vyšších teplot okolo 550 °C, kdy maximálně klesá houževnatost, se rozvíjí vysokoteplotní popouštěcí křehkost, na obrázku 27 znázorněna jako oblast II. Při průběhu pomalého ochlazování může dojít ke III. oblasti, anizotermické složky vysokoteplotní popouštěcí křehkosti. Vliv chemického složení má výrazný vliv na rozvoj jednotlivých složek především pak na prvky jako jsou fosfor, síra, cín, arsen a antimon, označované též jako povrchově aktivní prvky. [13]

Výskyt nízkoteplotní popouštěcí křehkosti je zapříčiněn nepříznivou velikostí a tvarem částic cementitu. Za následek má transkrystalické štěpní porušování na lomových plochách vzorku, u zkoušky rázem v ohybu. Jedná se o neodstranitelnou vadu, jelikož ji nelze výrazně ovlivnit úpravou běžných podmínek popouštění. [13]

Hlavní rozvojovou příčinou vysokoteplotní popouštěcí křehkosti je segregace povrchově aktivních prvků na hranicích původních austenitických zm. Jedná se především o dobu samotného popouštění nebo pozvolného ochlazování. Segregace povrchově aktivních prvků je zároveň zesilována segregací většiny legujících prvků. Jako prvek, který potlačuje dvojitou segregaci a zároveň vznik křehkosti, je využíván molybden v malé míře pak wolfram. Z toho důvodu se tyto prvky přidávají do ocelí, ze kterých mají být vyrobeny součásti velkých průřezů a teplotně namáhané dílce. V případě, kdy k vysokoteplotní popouštěcí křehkosti přeci jenom dojde, projeví se snížením kohézní pevnosti na hranici zm. Typicky se účinky projevují u hrubozrnných ocelí. Izotermickou i anizotermickou složku lze odstranit novým kalením a popouštěním, tudíž je vratná. [13]

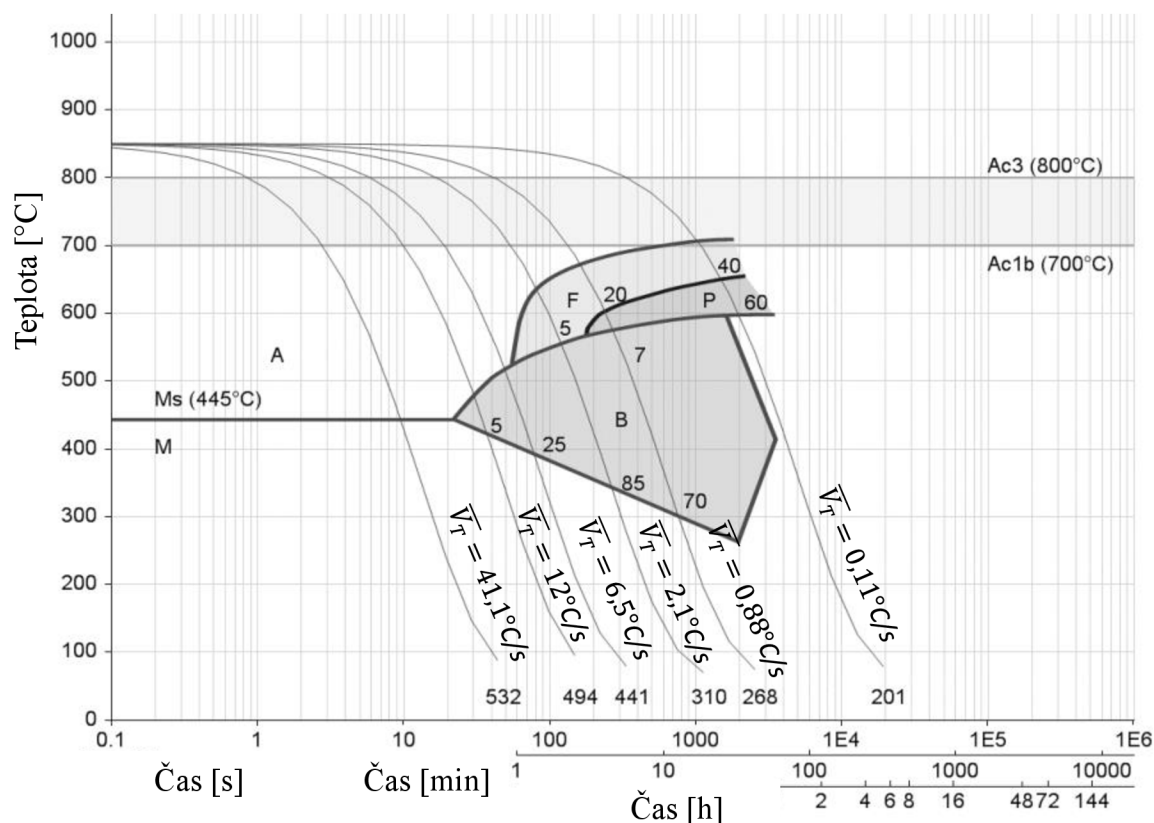


Obr. 27 Schéma teplotní oblasti výskytu popouštěcí křehkosti. [13]

3 VYHODNOCENÍ VZORKŮ

Úkolem této práce je zkoumat vliv tepelného zpracování na borovou ocel, konkrétně na člancích harvestorového kolopásu. Přesněji se jedná o to, zda lze v technologickém postupu vynechat první popouštění ihned po zakalení z důvodu odstranění zbytkového austenitu. Pokud by se ukázalo, že tato operace není nezbytná, mohly by být články popouštěny pouze v závěru výrobního procesu, společně s navařenými komponenty. Tím by se ušetřil čas společně s finančními prostředky

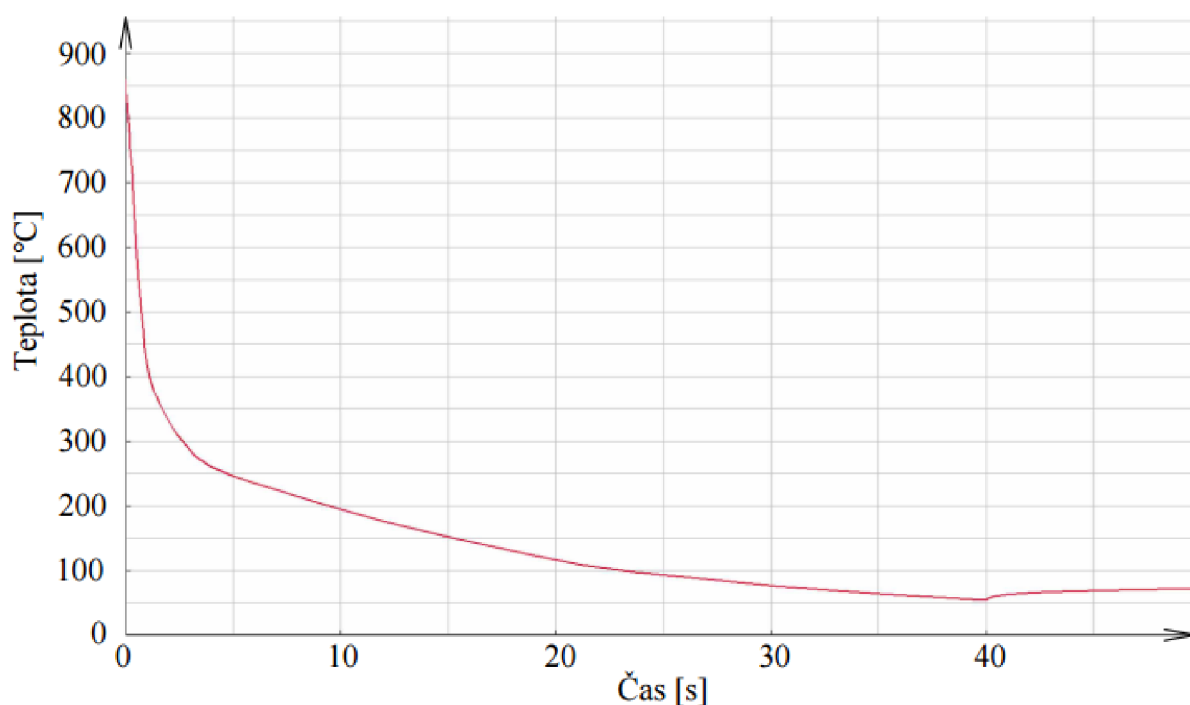
Borová ocel je reprezentována materiálem 27MnCrB5-2, ze kterého se vyrábí články kolopásového řetězu využívaného na harvestorech. Dodání oceli zajišťuje slovenská firma SIJ Metal Ravne. Je vhodná ke kalení, k tváření za tepla a svařování. K dispozici je odpovídající ARA diagram znázorněný na obrázku 28. Konkrétní chemické složení je vypsáno v tabulce 4, což je výtazek z materiálového listu, obsaženého v příloze 2. Příčník, na kterém je prováděn celý experiment, je kován lisem v zápustce za teploty přibližně 1100 °C. Po vyjmutí ze zápustky činí teplota 860 °C. Dále neprobíhá žádný meziohřev, a ihned dochází ke kalení ponořením do SERVISCOL 98SK-F1, aneb polymerního média s intenzivním kalícím účinkem. Doba setrvání v lázni je 40 sekund s konečnou teplotou 55 °C. Průběh kalení na povrchu příčníku je znázorněn na obrázku 29. Teploty uvnitř mohou být lehce rozdílné. Jedná se o výsledek obdrženy z numerických simulací. Po kalení část příčníků postupuje přímo na svařování a na následné popouštění. Další část je popouštěna ihned po kalení, a převezena na sklad. Popouštění probíhá s cílem odstranit zbytkový austenit, a se snahou zachovat co největší tvrdost kvůli mechanickému namáhání článku. Nastavená popouštěcí teplota je ustálena na 350 °C a dílce setrvávají v peci po dobu 4 hodin. Dále jsou příčníky odvezeny na sklad, kde setrvávají do doby, než budou převzaty na svařování, po kterém opět následuje popouštění. [22]



Obr. 28 ARA digram materiálu 27MnCrB5-2, ze které je příčník vyroben. [33]

Tab. 4 Chemické složení materiálu 27MnCrB5-2 využitého na výrobu příčnicku. [23]

C	Si	Mn	Cr	B
0,27	Max. 0,4	1,25	0,45	0,0029



Obr. 29 Průběh teploty na povrchu příčnicku během kalení.

Z průběhu teploty na povrchu kaleného příčnicku lze vypočítat rychlosti ochlazování v různém teplotním rozpětí. Ty budou následně porovnány s rychlostmi ochlazování v ARA diagramu na obrázku 28 z důvodu výskytu fází. Samotné křivky diagramu bude také nutné dopočítat. Z chemického složení materiálu bude dále vypočtena teplota hranice M_f , pro následnou kontrolu jejího překročení.

Rychlosti ochlazování v intervalu 800 – 500 °C za pomoci vzorce (2.1):

$$v_{okalení} = \frac{T_s - T_f}{t_f - t_s} = \frac{800 - 500}{0,68 - 0,07} = 4912 \text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$$

Tab. 5 Rychlost ochlazování křivek ARA diagramu pro rozmezí teplot 800 – 500 °C.

	T_s [°C]	T_f [°C]	t_f [s]	t_s [s]	v_o [°C·s ⁻¹]
v_{o532}	800	500	8	0,7	41,1
v_{o494}	800	500	28	3	12
v_{o441}	800	500	52	6	6,52
v_{o310}	800	500	160	17	2,1
v_{o268}	800	500	380	40	0,88
v_{o201}	800	500	3000	330	0,11

Rychlosti ochlazování v intervalu 800 – 400 °C za pomoci vzorce (2.1):

$$v_{okalení} = \frac{T_s - T_f}{t_f - t_s} = \frac{800 - 400}{1,1 - 0,07} = 388 \text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$$

Tab. 6 Rychlost ochlazování křivek ARA diagramu pro rozmezí teplot 800 – 400 °C.

	T_s [°C]	T_f [°C]	t_f [s]	t_s [s]	v_o [°C·s ⁻¹]
V _{o532}	800	400	12	0,7	35,4
V _{o494}	800	400	40	3	10,81
V _{o441}	800	400	78	6	5,56
V _{o310}	800	400	220	17	1,97
V _{o268}	800	400	550	40	0,78
V _{o201}	800	400	4200	330	0,1

Rychlosti ochlazování v intervalu 800 – 300 °C za pomoci vzorce (2.1):

$$v_{okalení} = \frac{T_s - T_f}{t_f - t_s} = \frac{800 - 300}{2,64 - 0,07} = 194 \text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$$

Tab. 7 Rychlost ochlazování křivek ARA diagramu pro rozmezí teplot 800 – 300 °C.

	T_s [°C]	T_f [°C]	t_f [s]	t_s [s]	v_o [°C·s ⁻¹]
V _{o532}	800	300	16	0,7	32,68
V _{o494}	800	300	58	3	9,09
V _{o441}	800	300	110	6	4,81
V _{o310}	800	300	300	17	1,77
V _{o268}	800	300	760	40	0,69
V _{o201}	800	300	6100	330	0,09

Hodnota teploty martenzit finish materiálu 27MnCrB5-2 s použitím vzorce (2.3):

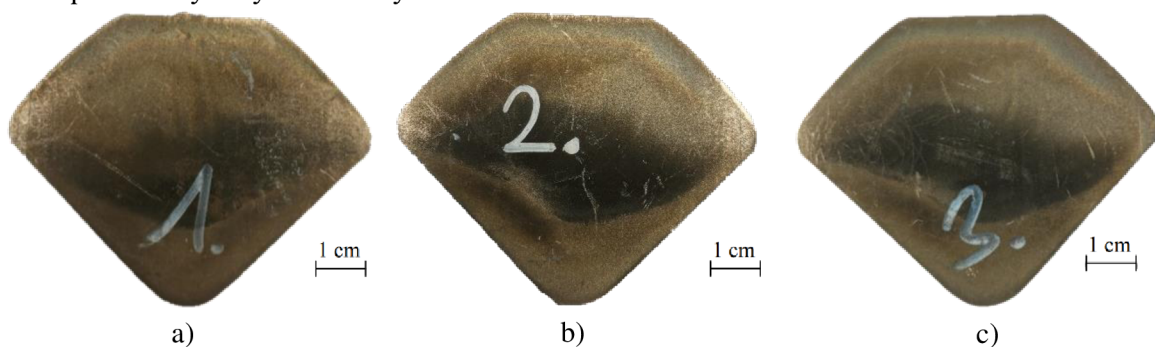
$$M_f = 346 - 474 \cdot C - 33 \cdot Mn - 17 \cdot Ni - 21 \cdot Mo - 17 \cdot Cr$$

$$= 346 - 474 \cdot 0,27 - 33 \cdot 1,25 - 17 \cdot 0 - 21 \cdot 0 - 17 \cdot 0,45 = 295 \text{ °C}$$

Z výpočtu rychlosti ochlazování vyplývá, že rychlost kalení nedosahuje hodnot křivek v ARA diagramu, tudíž se v konečném stavu vyskytuje martenzitická struktura. Jedná se však o orientační výpočet, jelikož jde o teploty na povrchu příčnicku. Vztahem pro výpočet M_f byla vypočtena teplota 295 °C. Ta je vyšší než 55 °C, což je konečná teplota po kalení, a tak by měla být martenzitická přeměna celkově dokončena.

3.1 Příprava vzorků

Experiment bude prováděn porovnáním tří 10mm výřezů z příčnicku pásu dodaných právě firmou Pewag Vamberk. Každý z nich odpovídá jinému časovému průběhu popouštění pro odstranění zbytkového austenitu. První byl popuštěn ihned po kalení (obr. 30a), druhý byl odložen do skladu a popuštěn až 48 hodin po kalení (obr. 30b), třetí vzorek nebyl popuštěn vůbec (obr. 30c). Všechny vzorky budou podrobeny vyhodnocení mikrostruktury následované měřením tvrdosti a měřením zbytkového austenitu pomocí rentgenové difrakce. Výsledky budou porovnány a vyhodnoceny.

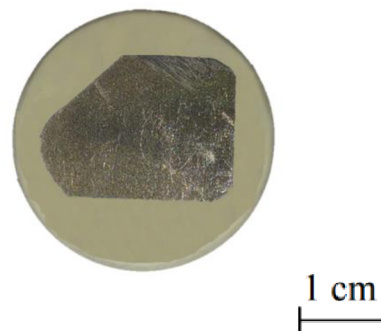


Obr. 30 Ukázky zkušebních vzorků.

Místo výřezu vzorku bylo stanoveno na okraji profilu článku z důvodu největšího namáhání při užívání pásu, viz obrázek 31. Dělení probíhalo za pomoci metalurgické pily Struers Lobotom-5 za intenzivního chlazení na takový rozměr, aby vzorky odpovídaly velikosti tablety, do které budou následně zalisovány, viz obrázek 32. K výrobě metalografických tablet byl využit lis Eco press 100 se směsí Levo Fast. Proces probíhal při teplotě 190 °C a tlaku 250 bar. Jako další krok přípravy bylo nutné provést vybroušení ploch, které mají být zkoumány. Práce brusky Struers LoboPol-5 byla rozdělena do tří fází podle zrnitosti kotoučů, viz tabulka 8.



Obr. 31 Zobrazení místa odběru.



Obr. 32 Zobrazení zalisovaného vzorku.

Tab. 8 Parametry při broušení vzorků.

fáze	zrnitost kotouče	čas broušení [min]	otáčky [ot·min ⁻¹]
1	120	3	300
2	800	3	300
3	1 200	3	300

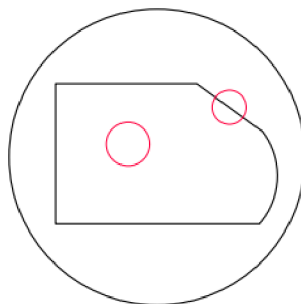
Na stejném stroji, na jakém probíhalo broušení, byly vzorky po záměně kotoučů i vyleštěny. Pro hladkost leštění byly vzorky mazány přípravkem DiaDuo-2. Parametry leštění jsou vloženy do tabulky 9. Posledním krokem přípravy bylo leptání 3% nitalem po dobu 10 sekund. Bylo docíleno lépe rozeznatelné struktury pro další pozorování.

Tab. 9 Parametry při leštění vzorků.

fáze	typ kotouče	čas leštění [min]	otáčky [ot·min ⁻¹]
1	NAP, 3 μm	3	150
2	DAC, 3 μm	3	150

3.2 Mikrostruktura – světelný mikroskop

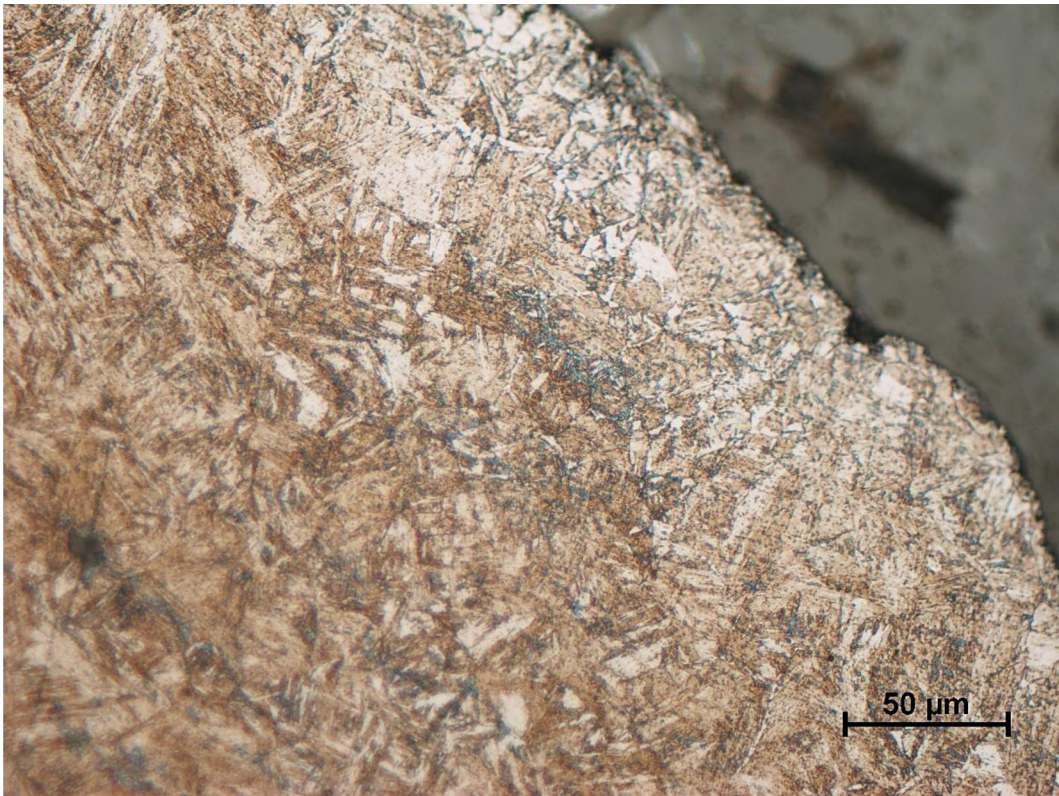
Jednou z metod, jak vyhodnotit tepelné zpracování, je zkoumání mikrostruktury. Z připravených a naleptaných vzorků byly následně pořízeny fotografie pomocí světelného mikroskopu se zvětšením 500 a 1 000. Fotografie jsou z oblastí znázorněných na obrázku 33.



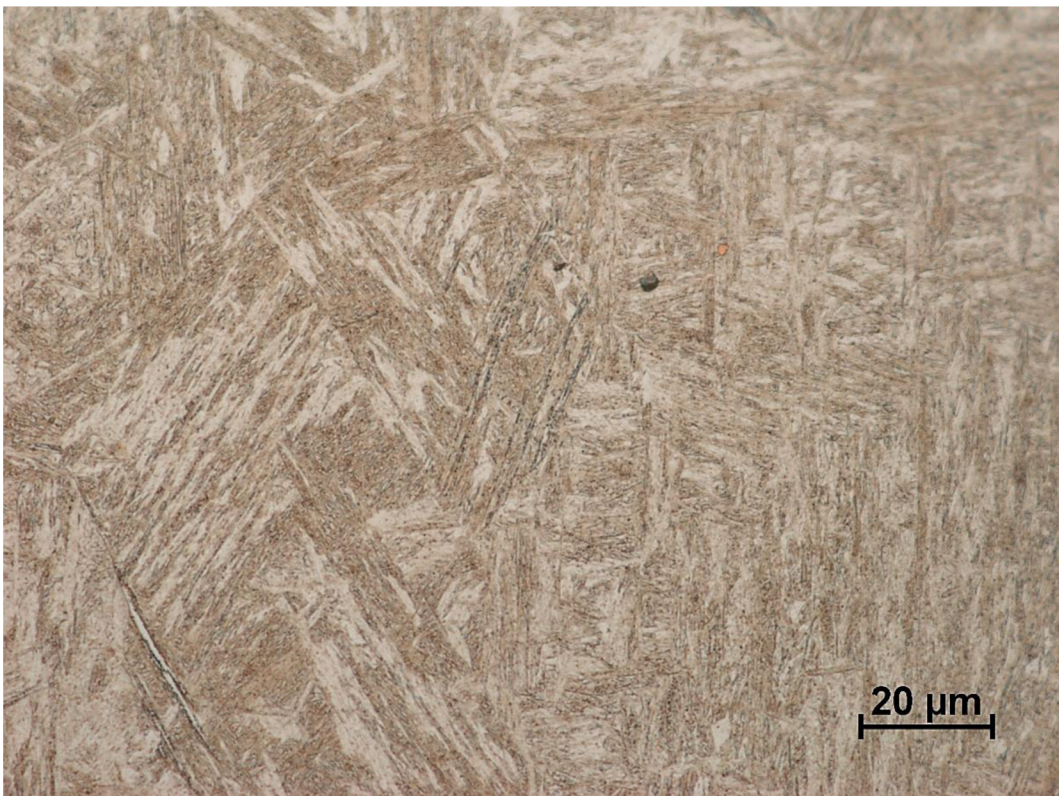
Obr. 33 Znázornění míst fotek.

Vyhodnocení výřezů je následující:

- I. Ocel popuštěna ihned po kalení – na obrázku 34 a 35 je možno vidět jemnou martenziticko-bainitickou strukturu. Zbylé snímky jsou vloženy v příloze.

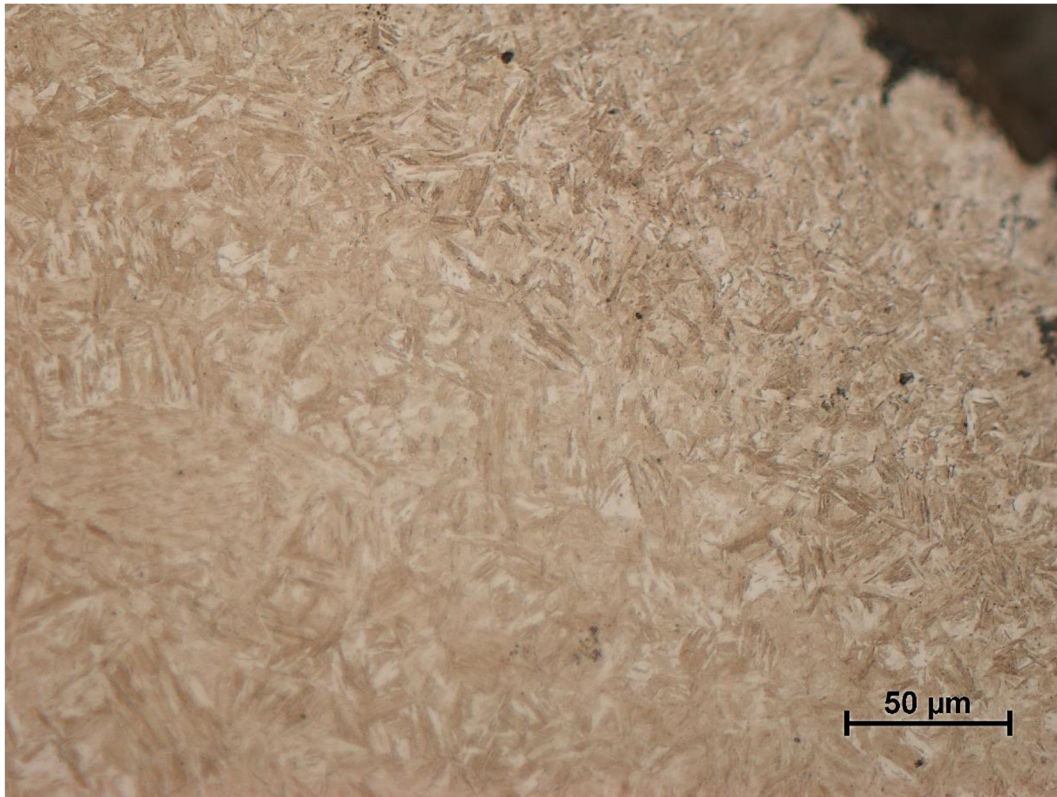


Obr. 34 Snímek mikrostruktury pod povrchem - vzorek 1.

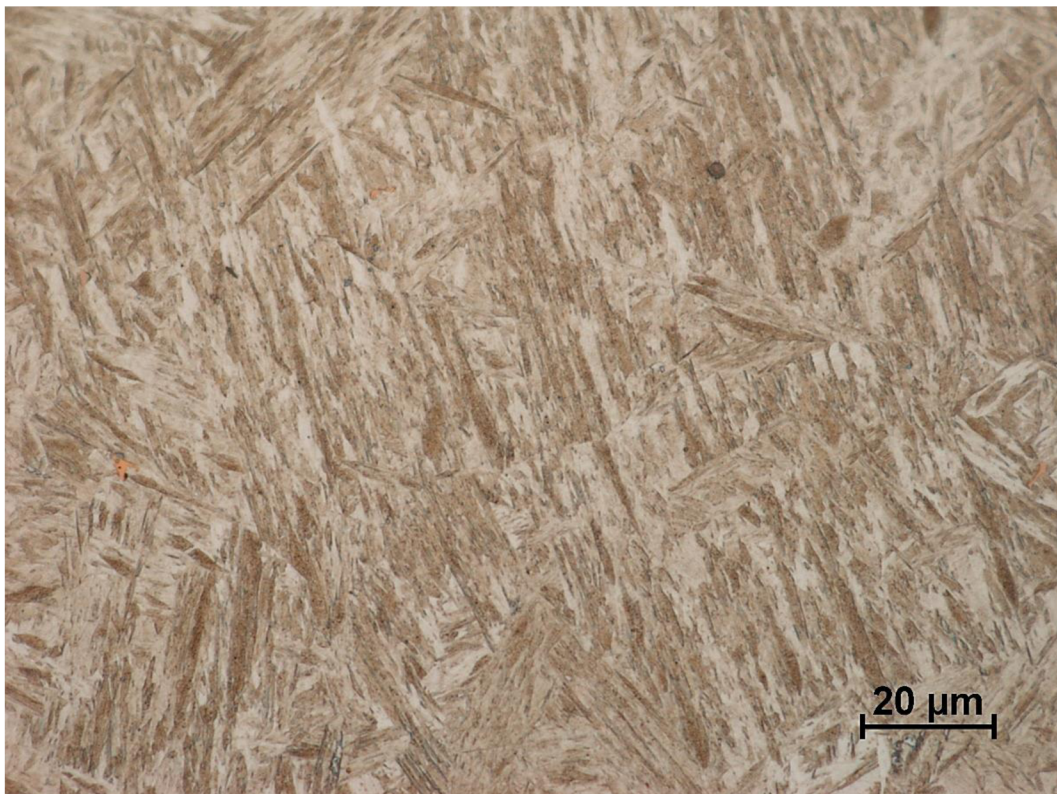


Obr. 35 Snímek mikrostruktury na středu - vzorek 1.

- II. Ocel popuštěna 48 hodin po kalení – Struktura je znázorněna na obrázcích 36 a 37. Vykazuje jehlicový martenziticko-bainitický charakter. Zbylé snímky jsou vloženy v příloze.

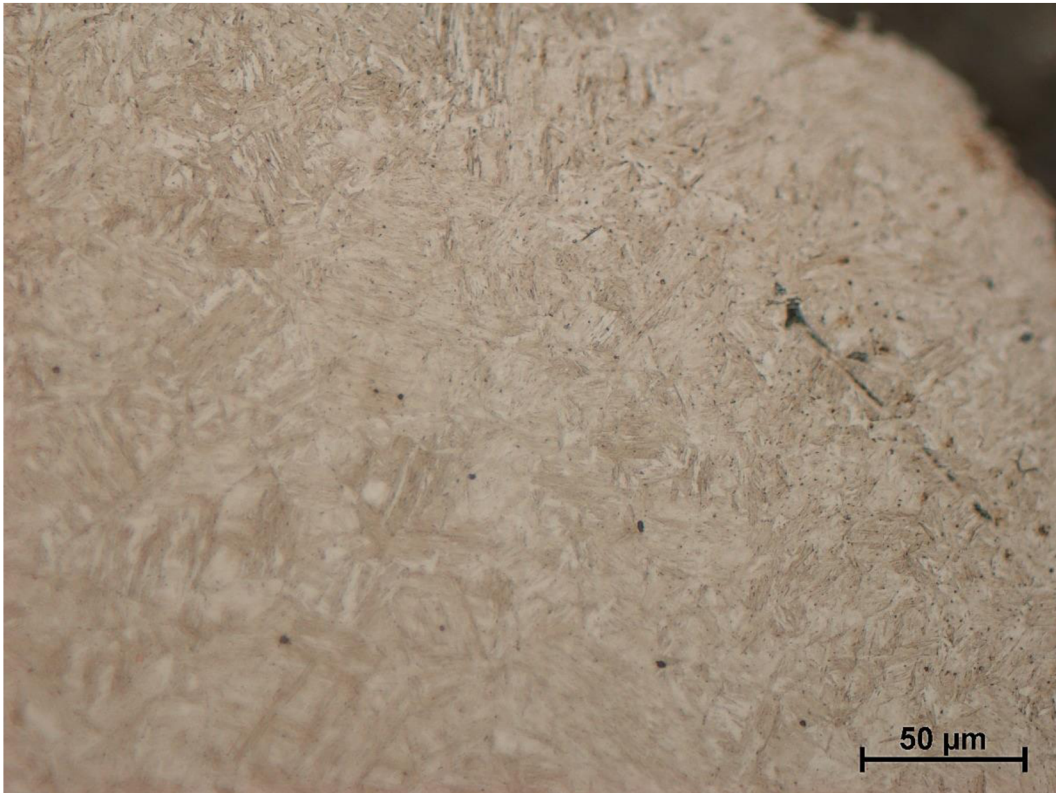


Obr. 36 Snímek mikrostruktury pod povrchem - vzorek 2.

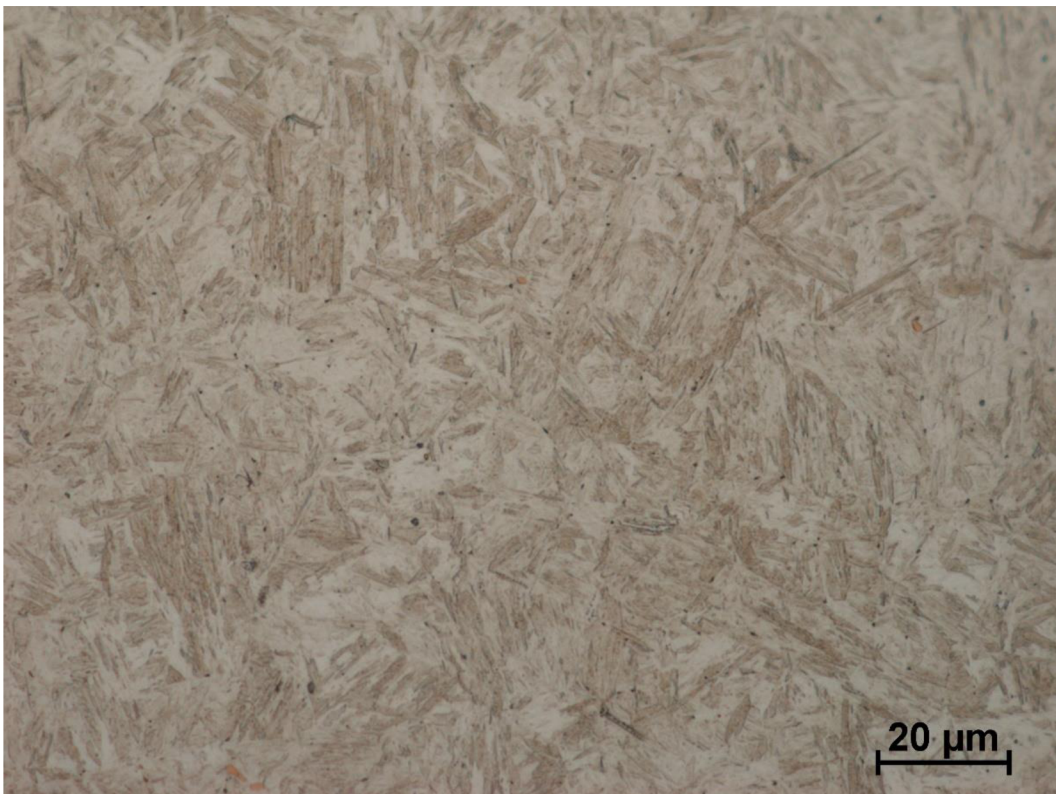


Obr. 37 Snímek mikrostruktury na středu - vzorek 2.

- III. Ocel po kalení nepopuštěna vůbec – i v případě třetího vzorku, jak je vidět na obrázcích 38 a 39, je k rozeznání martenziticko-banitická. Zbylé snímky jsou vloženy v příloze.



Obr. 38 Snímek mikrostruktury pod povrchem - vzorek 3.

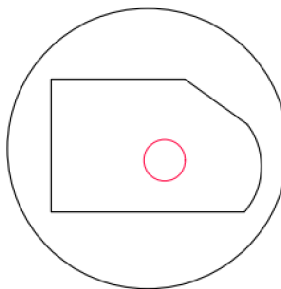


Obr. 39 Snímek mikrostruktury na středu - vzorek 3.

3.3 Mikrostruktura – rastrovací mikroskop

Použití rastrovacího mikroskopu poskytuje detailnější zobrazování struktury materiálu s využitím elektronového svazku. Pomocí rastrovacích cívek přejíždí svazek kolmo v rastru na povrch zkoumaného materiálu. Dopadající elektrony vybudí řadu signálů, které jsou nadále snímány vhodnými detektory. Aby na monitoru vznikl čitelný obraz, musí být synchronní pohyb jak svazku, tak vznikajícího odrazového bodu. [24]

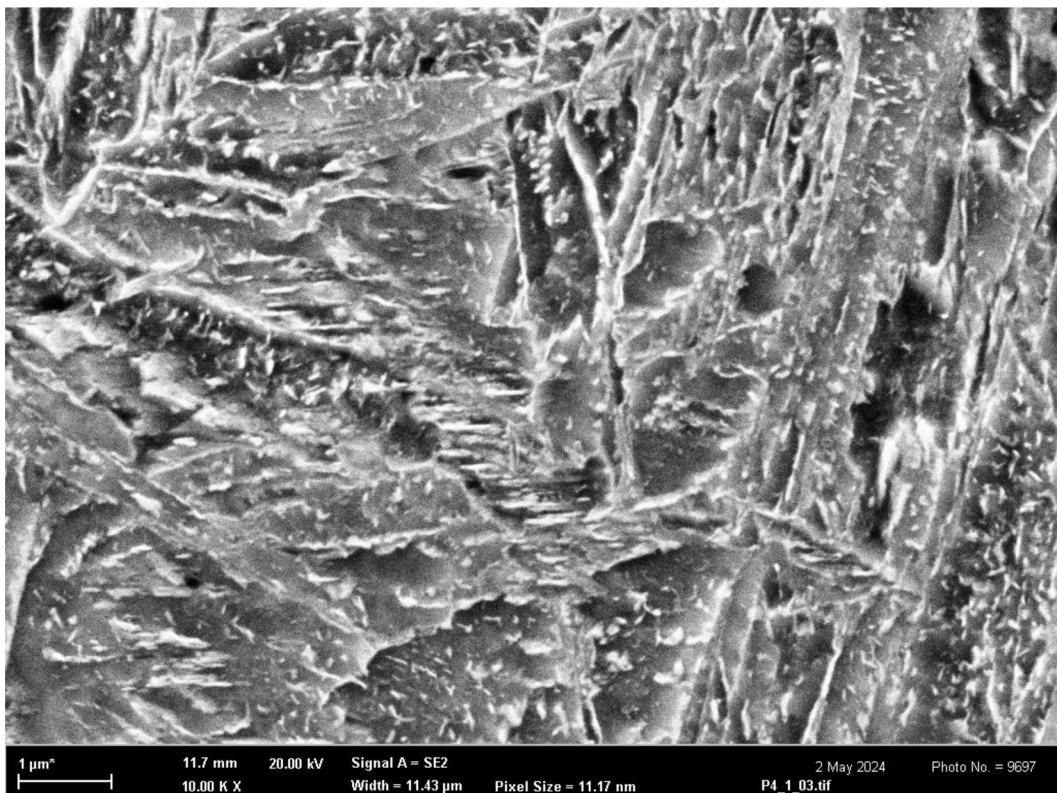
Pozorování na tomto mikroskopu se využilo z důvodu obtížné rozlišitelnosti bainitické struktury od martenzitické. Bylo použito zařízení REM Ultra plus Zeiss se zvětšením 1 000 a 10 000 s obrazem sekundárního elektronu. Před vložením do vakuové komory bylo nutné tablety potáhnout uhlíkovou páskou pro zajištění vodivosti s deskou stolu. Snímky byly pořízeny pouze ze středu vzorku, jak je vidět na obrázku 40, jelikož povrch vzorku nebyl dostatečně kolmý k pořízení kvalitních fotografií. [25]



Obr. 40 Znárodnění polohy fotek.

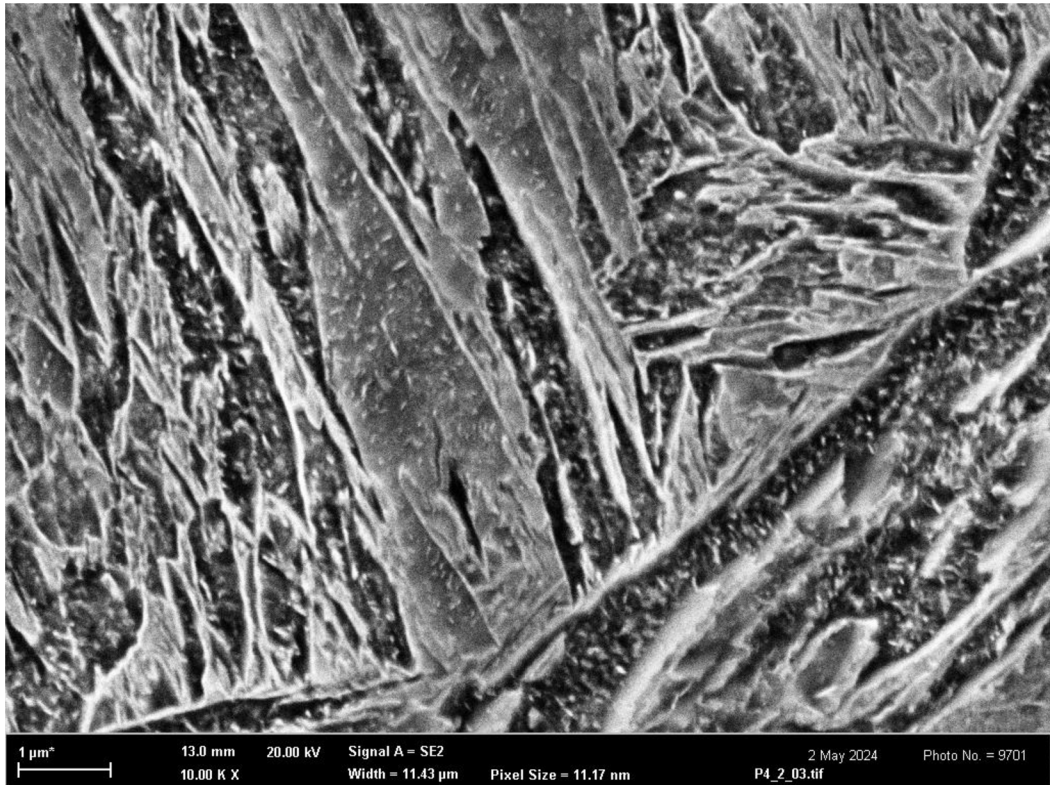
Jednotlivé výsledky jsou následující:

- I. Ocel popuštěna ihned po kalení – na obrázku 41 je zřetelná bainitická struktura s karbidy cementitu. Dle jejich pozice uvnitř feritických desek lze odvodit, že se jedná o dolní bainit.



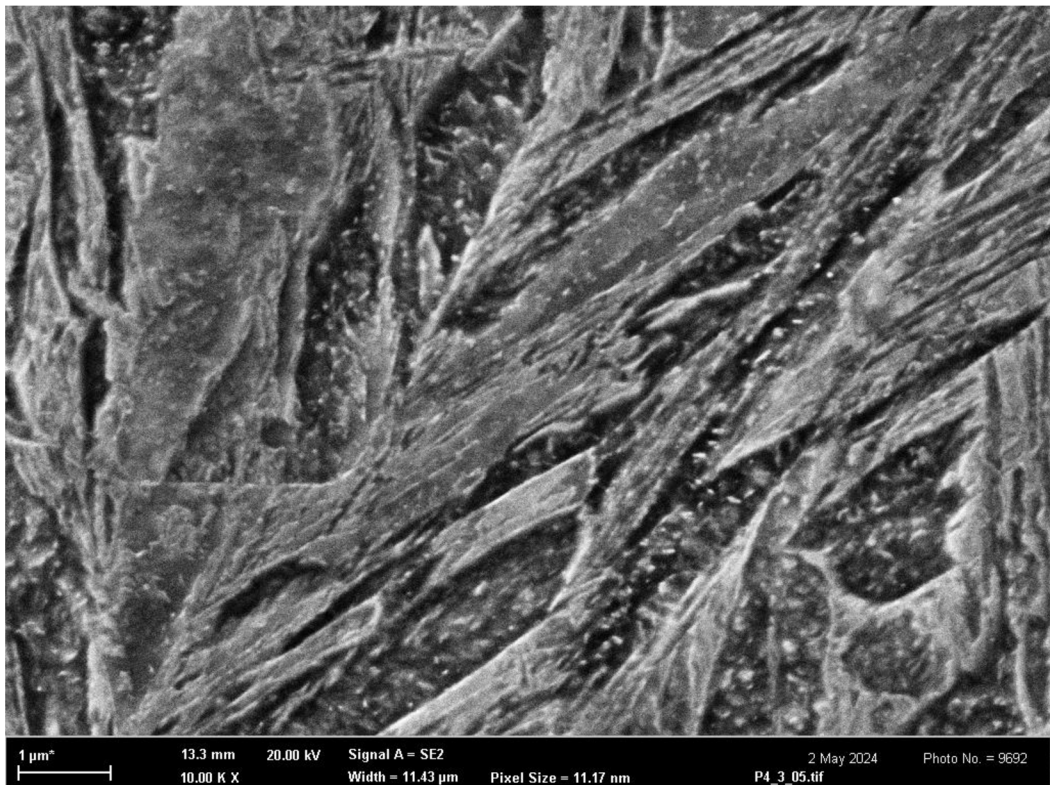
Obr. 41 Snímek mikrostruktury z elektronového mikroskopu - vzorek 1.

- II. Ocel popuštěna 48 hodin po kalení – na obrázku 42 lze vidět banitickou strukturu s vyprecipitovanými karbidy cementitu uvnitř feritických jehlic. Z jejich umístění je definován jako dolní bainit.



Obr. 42 Snímek mikrostruktury z elektronového mikroskopu - vzorek 2.

- III. Nepopuštěná ocel – je zobrazená na obrázku 43, jedná se taktéž o bainitickou strukturu s výskytem cementitu uvnitř feritických desek, a tedy o dolní bainit.



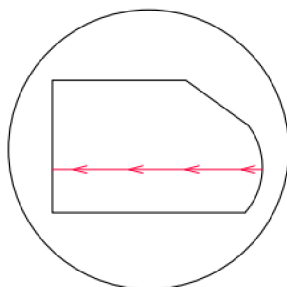
Obr. 43 Snímek mikrostruktury z elektronového mikroskopu - vzorek 3.

Při porovnání jednotlivých snímků si lze povšimnout u prvního i druhého vzorku, které jsou oba popuštěny, podobně četných výskytů karbidů. Naopak třetí, jenž je nepopuštěn, má karbidů méně. Velikost feritových částic je při popuštění ihned po kalení srovnatelná s nepopuštěnou strukturou. Nejtenčí jsou v případě popuštění 48 hodin po kalení.

3.4 Zkouška tvrdosti

Jedná se o rychlou a levnou zkoušku. Tvrdost je definována jako mechanická vlastnost vyjadřující odpor materiálu proti vnikání cizího tělesa. Z toho důvodu se využívá takzvaný indentor neboli geometricky definované tělíčko. Je vtlačováno do materiálu definovanou silou po danou dobu. Existují dvě základní metody, a to plastická a elastická interakce materiálu. K vyhodnocení kovů se využívá právě varianta s trvalou deformací vzorku. Výsledky je možno porovnat s hodnotami tvrdosti v ARA diagram. [26; 27]

Měření tvrdosti bylo provedeno pomocí metody Vickerse. Spočívá ve vtlačování indentoru ve tvaru jehlanu, o čtvercové základně a s vrcholovým úhlem 136° . S využitím geometrie vtisku a vyvinuté síly lze dopočítat Vickersovo číslo tvrdosti. Experiment proběhl na tvrdoměru Qness Q10A. Zatížení odpovídalo HV5 po dobu 12-15 vteřin. Na každém vzorku bylo provedeno 20 vpichů ve vzdálenosti 0,5 mm. Začátkem byl stanoven horní okraj preparátů s kolmým postupem do středu, viz schématický obrázek 44. [27]

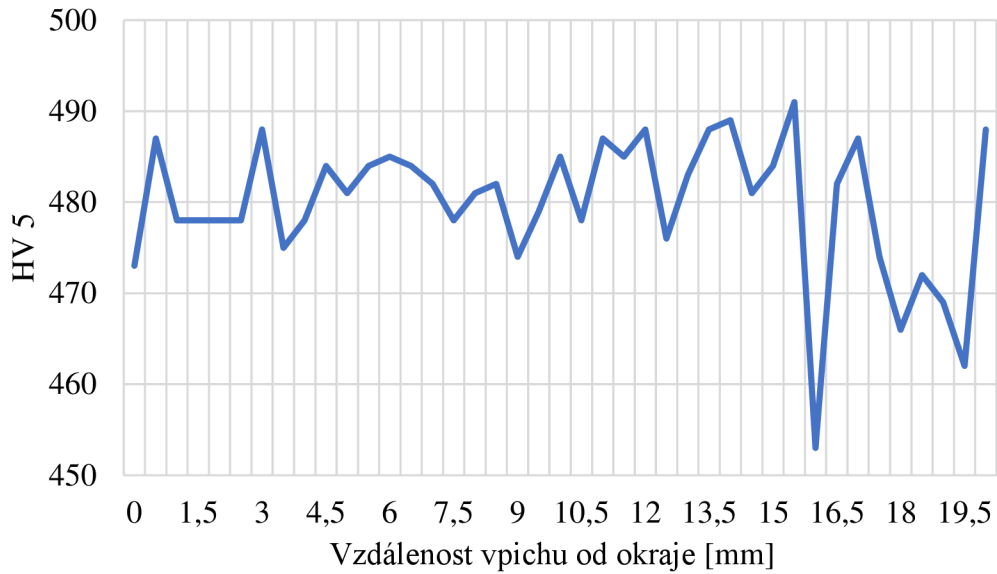


Obr. 44 Schématické naznačení potupu při měření tvrdosti.

I. Materiál popuštěn ihned po kalení

Tab. 10 Hodnoty tvrdosti vzorku 1.

Vzdálenost vpichu od kraje [mm]	0	0,5	1	1,5	2	2,5	3				
HV [5]	473	487	478	478	478	478	488				
3,5	4	4,5	5	5,5	6	6,5	7	7,5	8	8,5	9
475	478	484	481	484	485	484	482	478	481	482	474
9,5	10	10,5	11	11,5	12	12,5	13	13,5	14	14,5	15
479	485	478	487	485	488	476	483	488	489	481	484
15,5	16	16,5	17	17,5	18	18,5	19	19,5	20		
491	453	482	487	474	466	472	469	462	488		



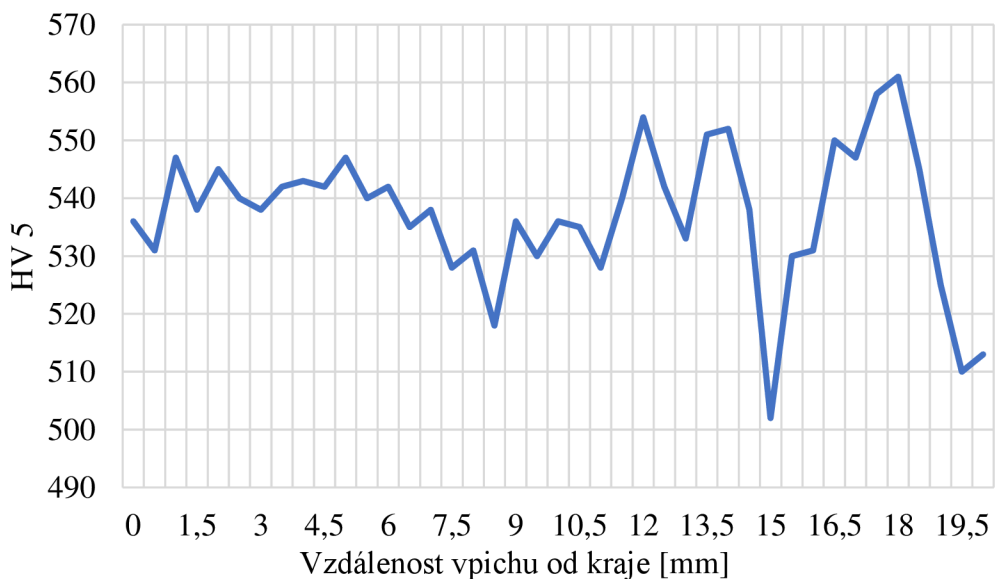
Obr. 45 Graf průběhu tvrdosti vzorku 1.

Měřením tvrdosti bylo zjištěno rozmezí 451 až 491 HV5, jak je vidět na obrázku 45. Pomocí softwaru tvrdoměru byla vypočtena průměrná velikost tvrdosti 478 HV5.

II. Materiál popuštěn 48 kalení po kalení

Tab. 11 Hodnoty tvrdosti vzorku 2.

Vzdálenost vpichu od kraje [mm]	0	0,5	1	1,5	2	2,5	3				
HV [5]	538	528	526	526	536	528	516				
3,5	4	4,5	5	5,5	6	6,5	7	7,5	8	8,5	9
515	535	540	540	533	526	526	538	542	542	531	531
9,5	10	10,5	11	11,5	12	12,5	13	13,5	14	14,5	15
533	534	525	526	525	516	508	520	520	523	515	510
15,5	16	16,5	17	17,5	18	18,5	19	19,5	20		
520	512	508	502	508	496	511	523	520	531		

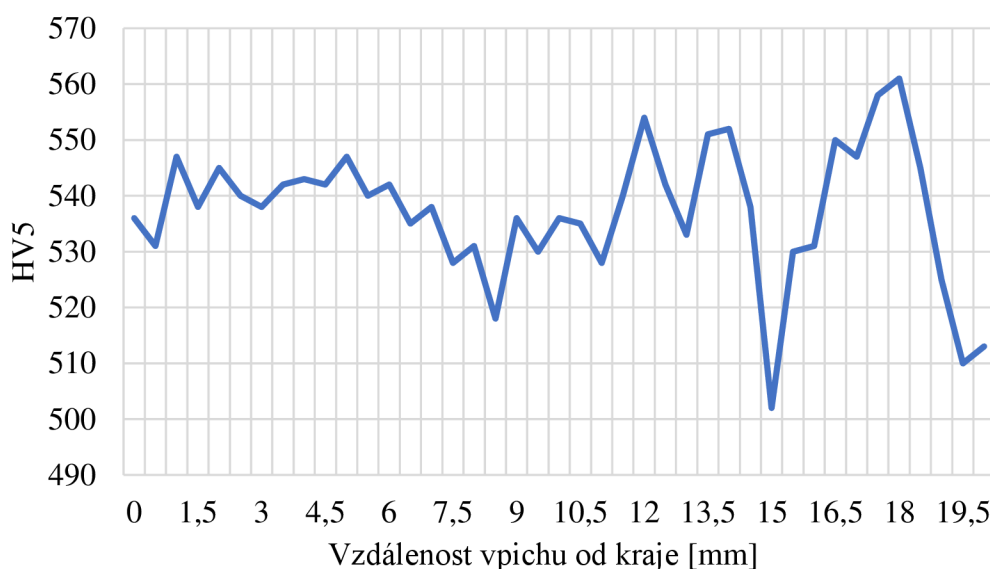


Obr. 46 graf průběhu tvrdosti vzorku 2.

Při měření oceli popuštěné 48 hodin po kalení dosahovaly hodnoty tvrdosti od 496 až po 542 HV5, což je znázorněno na obrázku 46. Průměrná tvrdost vypočtená pomocí softwaru tvrdoměru činí 524 HV5.

III. Nepopuštěný materiál

Vzdálenost vpichu od kraje [mm]	0	0,5	1	1,5	2	2,5	3				
HV 5	536	531	547	538	543	540	538				
3,5	4	4,5	5	5,5	6	6,5	7	7,5	8	8,5	9
542	543	542	547	540	542	535	538	528	531	518	536
9,5	10	10,5	11	11,5	12	12,5	13	13,5	14	14,5	15
530	536	535	528	540	554	542	533	551	552	538	502
15,5	16	16,5	17	17,5	18	18,5	19	19,5	20		
530	531	550	547	558	561	545	525	510	513		



Obr. 47 Graf průběhu tvrdosti vzorku 3.

Hodnoty tvrdosti u nepopuštěné oceli jsou v rozmezí 502 až 561 HV5, jež je vykresleno na obrázku 47. Průměrná tvrdost, k jejímuž výpočtu byl využit software tvrdoměru, dosahuje hodnoty 537 HV5. Porovná-li se hodnoty v odpovídajícím ARA diagramu uvedeném v příloze je vidět, že se jedná o bainitickou strukturu.

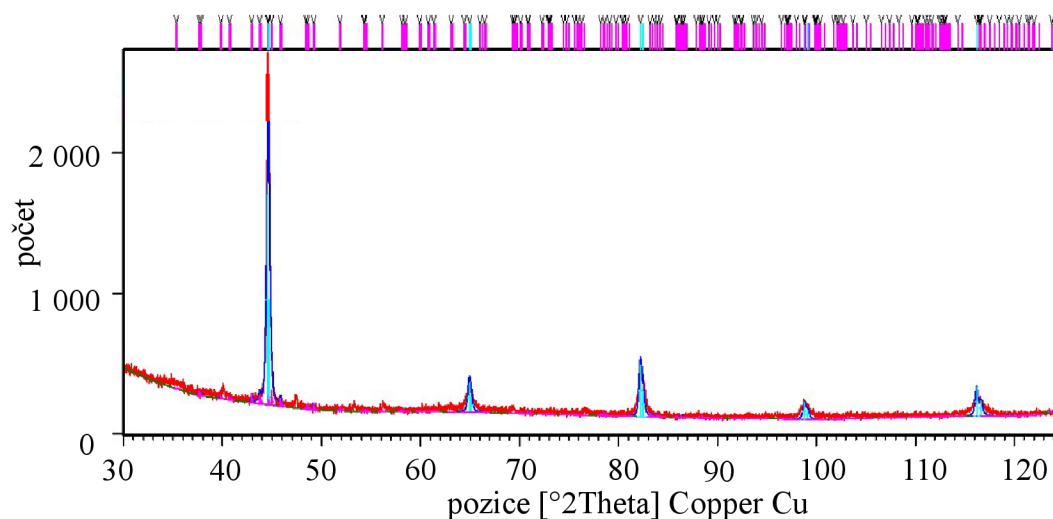
Pro všechny tři vzorky materiálu byla vypočtena tvrdost se zatížením HV5, která vychází z průměrů jednotlivých vpichů vzdalujících se od okraje po 0,5 mm. Nejmenší hodnoty dosahuje vzorek 1, tedy ocel popuštěna ihned po kalení, a to 478 HV5. Ocel popuštěna 48 hodin po kalení vykazuje průměrnou tvrdost 524 HV5. Nižší tvrdost u prvního vzorku může být způsobena nedostatkem času k dokončení termodynamických přeměn při pokojové teplotě a brzkým popuštěním. Druhý vzorek měl času dostatek, a tak byly všechny děje dokončeny. Zakalená a nepopuštěná ocel má dle měření tvrdost 537 HV5, což také odpovídá křivce ochlazování procházející bainitem v ARA digramu pro materiál 27MnCrB5-2 uvedeného v příloze 2.

3.5 Rentgenová difrakční analýza

Pro detailnější vyhodnocení byla využita rentgenová difrakce neboli XRD analýza. Jedná se jev, kdy se rentgenové záření odráží od krystalicky pevných atomů. Tím se vytváří obrazec, jež naskytuje strukturální orientaci každého atomu v dané sloučenině. Analýza umožňuje pomocí záření nalézt tvar nebo geometrii molekuly, a to díky technice založené na pružném rozptylu rentgenového záření skrze krystaly dané látky. [28]

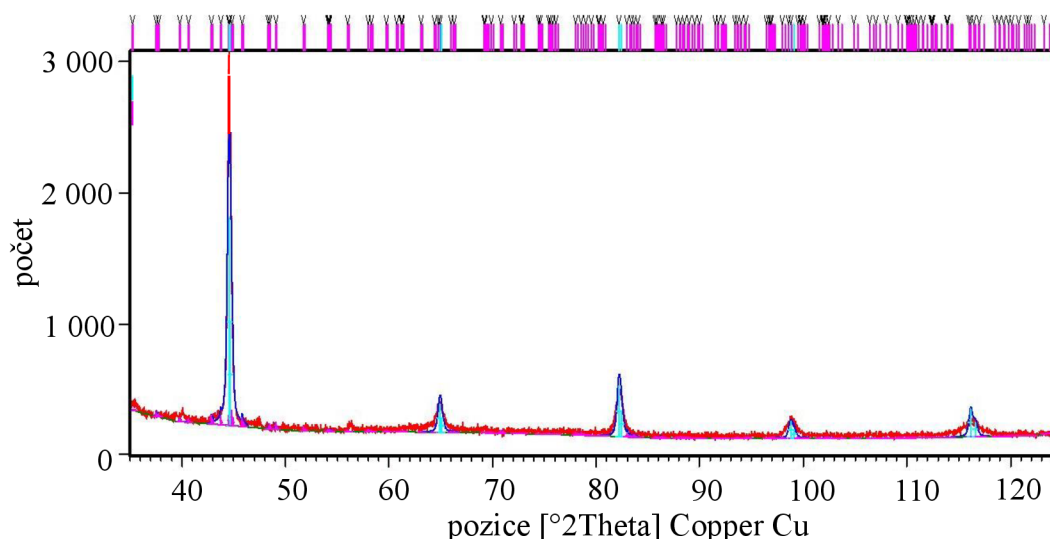
Jako místo měření byla vybrána oblast 2 mm pod okrajem vzorku. Pro odstranění ovlivněné vrstvy byl výřez hloubkově leptán. Celý experiment probíhal na zařízení X'pert pro s využitím Cu záření.

- I. Ocel popuštěna ihned po kalení – měřením byl zachycen 89,6 % Fe α a 10,4 % Fe 3 C, grafické znázornění na obrázku 48.



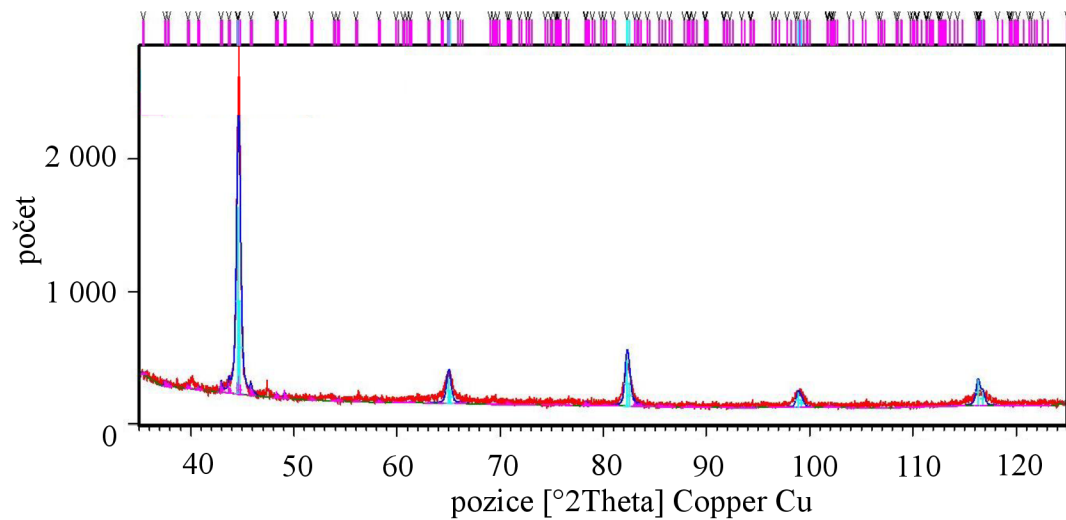
Obr. 48 Výsledek XRD vzorku 1.

- II. Ocel popuštěna 48 hodin po kalení – za pomoci analýzy bylo detekováno 89,3 % Fe α a 10,7 % Fe 3 C jak je vidět na obrázku 49.



Obr. 49 Výsledek XRD vzorku 2.

- III. Ocel po kalení nepopuštěna vůbec – přístroj na měření identifikoval 91,1 % Fe_α a 8,9 % Fe_3C jak je možno vidět na obrázku 50.



Obr. 50 Výsledek XRD vzorku 3.

U všech vzorků byl pomocí analýzy detekován Fe_3C a Fe_α s BCC. Popuštěné vzorky, tedy první a druhý, vykazují procentuálně větší množství cementitu. Konkrétně 10,4 % pro popuštění ihned po kalení a 10,7 % pro popuštění s prodlevou 48 hodin po kalení. Tento rozdíl byl zapříčiněn jejich růstem po dobu popouštění. Čistě zakalený kus vykazuje 8,9 % Fe_3C , tedy nejméně ze všech. Mřížka FCC, kterou se vykazuje zbytkový austenit, nebyla v rozlišitelnosti 2 % stroje nalezena, a můžeme tedy konstatovat, že se v oceli žádný zbytkový austenit nenachází.

ZÁVĚR

Zadaným úkolem práce bylo zjistit, jaký je vliv tepelného zpracování, konkrétně popouštění, na borovou ocel, která je využívána k výrobě příčnicků pásu harvestoru. Hlavní problém představuje možný výskyt zbytkového austenitu a jeho ovlivnění mechanických vlastností. Týká se to těch kusů, které jsou po kování a kalení ihned popuštěny a následně uloženy do skladu. Při opětovném použití jsou k nim přivařeny zbylé komponenty a jsou znovu popuštěny. Cílem je zjistit přítomnost zbytkového austenitu. Dle toho určí, zda je první popouštění nutné, a nestačilo by pouze celkové popouštění zkompletovaného článku pásu, čímž by se časově i finančně zefektivnila výroba.

Výchozím materiálem je borová ocel 27MnCrB5-2 s ekvivalentním označením 1.7182, která se hojně využívá pro vysoce namáhané dílce a je vhodná ke kalení. Ke konkrétnímu materiálu byl doložen ARA diagram, který bude následně využit k porovnávání hodnot tvrdostí, struktur a rychlostí ochlazování.

Firmou byly poskytnuty tři desetimilimetrové plátky, které byly vyříznuty z jednotlivých příčnicků s rozdílnou historií tepelného zpracování. První výřez je popuštěný ihned po kalení, což odpovídá stávajícímu průběhu tepelného zpracování. Druhý reprezentuje nový postup a tedy popouštění 48 hodin po kalení. Třetí plátek slouží jako porovnávací a vykazuje pouze zakalenou strukturu bez jakéhokoliv popouštění. Všechny tři vzorky mají stejný průběh kalení. Vstupní teplota činí 860 °C s kalením do polymeru. Doba ponoření je 40 sekund a konečná teplota odpovídá 55 °C. Dle dřívějších numerických simulací byl dodán graf průběhu teploty během kalení na povrchu příčnicku. Z něj byly vypočteny rychlosti ochlazování. Pro rozmezí teplot 800 – 500 °C je rychlost 4 912 °C·s⁻¹, v rozmezí 800 – 400 °C činí rychlost 388 °C·s⁻¹, a v posledním rozsahu 800 – 300 °C je rychlost ochlazování 194 °C·s⁻¹. Při porovnání s rychlostmi ochlazování z ARA digramu, které byly vypočteny obdobným způsobem, je zřetelné, že by výsledná struktura měla být martenzitická. Avšak jedná se pouze o orientační výpočet, jelikož byla teplota snímána z povrchu příčnicku. Ve zbytku průřezu, může být průběh odlišný z důvodu nižších rychlostí ochlazování. Dále byl proveden výpočet teploty M_f . Výsledná hodnota činí 295 °C. Při konečné teplotě kalení 55 °C by měla být celková přeměna dokončena.

Pro další zkoumání byly z okrajů plátek vypreparovány výřezy. Následovalo zalisování do metalurgických tablet, broušení, leštění a leptání. První krokem byla světelná mikroskopie se zvětšením 500 a 1000. Snímky z povrchu okraje a středu vzorku vykazují obdobnou martenziticko-bainitickou strukturu. Ty jsou od sebe obtížně rozlišitelné, proto bylo využito rastrovacího mikroskopu se zvětšením 10 000. První vzorek, který byl ihned zakalený vykazuje feritické jehlice s karbidy uvnitř, a tedy dolní bainit. Druhý příčnick se strukturou popuštěnou po 48 hodinách má velice podobnou strukturu s karbidy uvnitř feritických lamel, které jsou ze všech tří nejtenčí. Pouze nepopuštěný vzorek obsahuje menší počet a méně výrazné karbidy, a má tak nejbliže k martenzitické struktuře, avšak bez známek zbytkového austenitu.

Při měření tvrdosti se zatížením HV5 je výsledná hodnota u prvního výřezu 478 HV5, u druhého 524 HV5, a u třetího 537 HV5. Nižší tvrdost, kterou se vyznačuje ihned popuštěný příčnick, je způsobena nedostatkem času k přeměně celé struktury po kalení, jako je tomu při popouštění se setrváním 48 hodin na pokojové teplotě, jež má tvrdost vyšší. Při porovnání zakaleného materiálu s ARA diagramem hodnoty tvrdosti neodpovídali bainitické struktuře. Z toho důvodu bylo přihlédnuto k obdobnému diagramu odpovídajícího materiálu 27MnCrB5-2. Zde se již hodnoty shodují s naměřenými výsledky, a dokazují převažující bainitickou strukturu. Nepatrný rozdíl mezi druhým a třetím vzorkem pak ukazuje, že popouštění při 350 °C nemá zásadní vliv na pokles tvrdosti, a z níž je dále možné odvození pevnosti materiálu.

Jako poslední zkouška byla provedena rentgenová difrakční analýza, jejímž cílem bylo definitivní vyloučení výskytu zbytkového austenitu. Analýza detekovala u všech vzorků Fe_3C a $\alpha\text{-Fe}$ s BCC strukturou. Popuštěné vzorky, tedy první a druhý, obsahují procentuálně více cementitu. 10,4 % u vzorku popuštěného ihned po kalení a 10,7 % u vzorku popuštěného s prodlevou 48 hodin po kalení. Tento rozdíl je způsoben růstem cementitu během popouštění. Vzorek pouze zakalený obsahuje 8,9 % Fe_3C , což je nejméně ze všech. FCC struktura, která by naznačovala přítomnost zbytkového austenitu, nebyla při rozlišitelnosti 2 % detekčního přístroje nalezena, což znamená, že v oceli není žádný zbytkový austenit přítomen.

Všechny provedené zkoušky ukazují, že je možné ve stávajícím technologickém postupu vynechat popouštění kalených příčníků. Jedná se o případy, kdy nedojde ihned k jejich využití, a budou přemístěny do skladovacích prostor. Vyplývá to z neprokázané přítomnosti zbytkového austenitu, který by snižoval mechanické vlastnosti. S ohledem na následující přivařování cementovaných komponent, které mají povrchový obsah uhlíku až 0,7 %, je zřejmé, že v tepelně ovlivněné oblasti vzniká křehký martenzit a možný zbytkový austenit, jež je nutné popustit. Z toho důvodu je celkové popouštění příčniku na konci výrobního procesu dostačující.

SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

1. *Harvestory*. Online. JPJforest. 2021. Dostupné z: <https://www.jpjforest.cz/harvestory/>. [cit. 2024-02-20].
 2. *Lesní těžební stroje*. Online, Bakalářské práce, vedoucí doc. Ing. Miroslav Škopán, CSc. VUT v Brně: VUT v Brně, 2018. Dostupné z: <https://www.vut.cz/studenti/zav-prace/detail/107830>. [cit. 2024-02-20].
 3. *Inovace v oblasti plně mechanizovaných technologií a jejich uplatnění v provozu*. Online, Bakalářské práce. Mendelova univerzita v Brně: Mendelova univerzita v Brně, 2015. Dostupné z: <http://is.mendelu.cz/zp/index.pl?podrobnosti=66858>. [cit. 2024-02-20].
 4. *Změna materiálů dílů pro výrobu řetězů harvesterů*. Online, Diplomová práce, vedoucí Ing. Marian Sigmund, Ph.D., IWE. VUT v Brně: VUT v Brně, 2022. Dostupné z: <https://www.vut.cz/studenti/zav-prace/detail/136982>. [cit. 2024-02-20].
 5. *Profil společnosti*. Online. Pawag. [21. století]. Dostupné z: <https://www.pewag.cz/onas/profil-spolecnosti/>. [cit. 2024-02-20].
 6. *Boron in Steel: Part Two*. Online. Total Materia. 2007. Dostupné z: <https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=214>. [cit. 2024-02-20].
 7. *152336977027MnCrB52*. Online. Www.lucefin.com. 2018, 2023. Dostupné z: https://www.lucefin.com/wp-content/files_mf/152336977027MnCrB52.pdf. [cit. 2024-05-18].
 8. LECOURTIER, Jacqueline a CARTALOS, Ulysse. *Cementing Technology and Procedures*. Editions Technip, 1993. ISBN 9782710806493.
 9. MUSIL, Miloslav a MORAVEC, Jaromír. *Výroba a aplikované inženýrství ve svařování*. 4. Česká Třebová: DOM-ZO 13, 2017. ISBN 978-80-906720-0-0.
 10. AMBROŽ, Oldřich; KANDUS, Bohumil a KUBÍČEK, Jaroslav. *Technologie svařování a zařízení: Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. Ostrava: ZEROSS, 2001. ISBN 80-85771-81-0.
 11. MACHEK, Václav a BENEŠ, Libor. *Bórové oceli - Oceli budoucnosti*. Online. Engineering. [21. století]. Dostupné z: <https://www.engineering.sk/clanky2/povrchove-upravy/5320-borove-oceli-oceli-budoucnosti>. [cit. 2024-02-20].
 12. KRAUS, Václav. *Tepelné zpracování a slinování*. 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013. ISBN 978-80-261-0260-1.
 13. PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-720-4248-3.
 14. KOCICH, Radim. *Procesy, přípravky a nástroje ve tváření: Technologický postup tepelného zpracování*. Přednáška. Vysoké učení technické v Brně, 2023. [cit. 2024-05-03].
 15. VÍT, Jan. *Struktura a vlastnosti materiálů: Fázové transformace při tepelném zpracování*. Přednáška. Vysoké učení technické v Brně, 2022. [cit. 2024-05-03].
 16. MORÁVEK, Otakar a BABOROVSKÝ, Vladimír. *Základy tepelného zpracování oceli*. 37. 3. Praha: SNTL-nakladatelství technické literatury, 1969.
 17. *The Jominy End Quench Test (all content)*. Online. University of cambridge. 2024. Dostupné z: <https://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/jominy/printall.php>. [cit. 2024-04-29].
-

-
18. TROELL, Eva. Cooling Characteristic of Polymeric Quenchant: Calculation of HTC and Prediction of Microstructure and Hardness. Online. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2014, roč. 2014, č. 23, s. 12. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s00501-010-0546-y>. [cit. 2024-04-18].
 19. TOTTEN, George a CANALE, Lauralice Franceschini. Polymer Quenchants. In: *Encyclopedia of materials: science and technology*. Elsevier, 2005, s. 1-11. ISBN 0-08-043152-6.
 20. KIRÁLY, František. *Diagramy rozpadu austenitu: Vývojových čs. konstrukčních ocelí a zvarových kovov*. Skripta. Bratislava, 1980. [cit. 2024-05-20].
 21. *Popouštění*. Online. Kalirna. 2024. Dostupné z: <https://www.kalirna.cz/popousteni>. [cit. 2024-02-27].
 22. *DIN 1.7182 27MnCrB5-2 Hardenable Steel*. Online. Fushun Special Steel. 2022. Dostupné z: <https://www.fushunspecialsteel.com/1-7182-27mncrb5-2-hardenable-steel/>. [cit. 2024-05-16].
 23. SIJ METAL RAVNE. *SIQUAL 7182 Steel*. PDF. 2020. Dostupné také z: Pewag group.
 24. MOLLIKOVÁ, Eva. *Zjišťování struktury materiálu*. .doc. VUT v Brně, 21. století. 1. Dostupné z: <https://umvi.fme.vutbr.cz/opory/zmv/Index.html>. [cit. 2024-05-20].
 25. MORITO, Shigekazu; PHAM, Anh Hoang; HAYASHI, Tausuke a OHBA, Takuyo. Block boundary analyses to identify martensite and bainite. Online. *Materials Today: Proceedings*. 2015, roč. 2, č. 3, s. 4. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2015.07.430>. [cit. 2024-05-19].
 26. VÍT, Jan. *Úvod do materiálových věd a inženýrství: Zkoušky tvrdosti*. Přednáška. Vysoké učení technické v Brně, 2022. [cit. 2024-05-03].
 27. PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu I. 2*. Brno: CERM, 2003. ISBN 80-7204-283-1.
 28. *Diffraction Basics*. Online. Iowa state university. 2024. Dostupné z: <https://www.cif.iastate.edu/services/acide/xrd-tutorial/xrd>. [cit. 2024-05-22].
 29. *1470G Harvester De Pneus*. Online. John Deere. 2024. Dostupné z: <https://www.deere.com.br/pt/harvesters/1470g/>. [cit. 2024-02-20].
 30. *Pewag bluetrack mono skidder*. Online. Pewag. [21. století]. Dostupné z: <https://www.pewag.cz/shop/pewag-bluetrack-mono-skidder.html>. [cit. 2024-02-20].
 31. KOUKAL, Jaroslav. *Materiály a jejich svařitelnost: Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů. 2*. Ostrava: ZEROSS, 2001. ISBN 80-85771-85-3.
 32. *Heat treatment hardness vs temperature*. Online. Engineersedge. 2000 - 2024. Dostupné z: https://www.engineersedge.com/materials/heat_treatment_hardness_vs_temperature_13_255.htm. [cit. 2024-04-24].
 33. KAKER, Henrik. *Database*. Online. METAL RAVNE. SEM-EDS and XRD Laboratory. 2009. Dostupné z: <https://www2.arnes.si/~sgszmera1/html/database.html>. [cit. 2024-05-23].
-

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK**Symbole**

Označení	Legenda	Jednotka
v_o	rychlost ochlazování	$[\text{°C} \cdot \text{s}^{-1}]$
T_s	počáteční teplota	$[\text{°C}]$
T_f	konečná teplota	$[\text{°C}]$
t_s	čas počáteční teploty	$[\text{s}]$
t_f	čas konečné teploty	$[\text{s}]$
v_k	kritická rychlost ochlazování	$[\text{°C} \cdot \text{s}^{-1}]$

Zkratky

Označení	Legenda
HV	tvrdost dle Vickerse
M	martenzit
M_s	martenzit start
M_f	martenzit finish
B	bainit
B_s	bainit start
B_f	bainit finish
P	perlit
P_s	perlit start
P_f	perlit finish
F	ferit
F_s	ferit start

SEZNAM PŘÍLOH

- Příloha 1 Norma materiálu 27MnCrB5-2 dle ISO 683-2: 2018
- Příloha 2 Materiálový list konkrétního materiálu 27MnCrB5-2 pro výrobu
- Příloha 3 Fotografie mikrostruktury oceli popuštěné ihned po kalení pomocí optického mikroskopu
- Příloha 4 Fotografie mikrostruktury oceli popuštěné 48 hodin po kalení pomocí optického mikroskopu
- Příloha 5 Fotografie mikrostruktury pouze zakalené oceli pomocí optického mikroskopu
-

Norma materiálu 27MnCrB5-2 dle ISO 683-2: 2018 [7]

Quality		27MnCrB5-2		Quenching and Tempering Steel				Technical card Lucefin Group rev. 2018					
According to standard		ISO 683-2: 2018											
Number		1.7182											
Chemical composition													
C%	Si% max	Mn%	P% max	S% max	Cr%	Cu% max	B%		Product deviations are allowed				
0,24-0,30 ± 0.02	0,40 ± 0.03	1,10-1,40 ± 0.06	0,025 + 0.005	0,035 ± 0.005	0,30-0,60 ± 0.05	0,40 + 0.05	0,0008-0,005 ± 0.0003						
Temperature °C													
Hot-forming	Normalizing +N	Quenching +Q	Quenching +Q	Tempering +T	Stress-relieving +SR								
1150-900	870-900 air	880 water (HRC ~ 51)	920 oil, polymer (HRC ~ 48)	180-200 air or 450-660 air	50° under the temp. of tempering								
Soft annealing +A	Spheroidizing +AC	Hot rolled +U	End quench hardening tes	Pre-heating welding	Stress-relieving after welding								
690-710 air (HB max 220)	680-720 furnace cooling to 420 after air (HB max 160)	- (HB max 250)	900 water	120-150	slow cooling								
				Ac1	Ac3	Ms	Mf						
				705	800	440	220						
Mechanical properties													
Hot-rolled mechanical properties in quenched and tempered condition EN 10083-3: 2006													
Testing at room temperature (longitudinal)													
Ø / t	R	Re	A%	Z%	Kv ₂	HBW							
mm	N/mm ²	N/mm ² min.	min.	min.	J min.	for information							
from to													
16 / 8	1000-1250	800	14	55	-	298-370							
16 / 8	40 / 20	900-1150	750	14	60	271-347							
40 / 20	60 / 40	800-1000	700	15	65	240-298							
Ø = diameter t = thickness													
Table of tempering values obtained at room temperature on rounds of Ø 11 mm after quenching at 880 °C in water													
HB	468	455	442	432	409	390	371	344	327	294	264	243	
HRC	49	48	47	46	44	42	40	37	35	31	27	23	
R	N/mm ²	-	-	-	1540	1440	1350	1260	1150	1080	980	890	800
Rp 0.2	N/mm ²	-	-	-	1230	1170	1080	1000	920	840	780	700	620
A	%	-	-	-	10	10	11	12	13	14	14	15	16
Z	%	-	-	-	35	35	38	40	42	45	48	50	52
Kv 20°C	J	-	-	-	36	28	30	40	50	60	70	80	84
Tempering °C	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550	600	650	
Avoid long permanences at temperatures from 200 to 400 °C because they can cause embrittlement													
ISO 683-2: 2018 Jominy test HRC													
mm distance from quenched end													
mm	1.5	3	5	7	9	11	13	15	20	25	30	35	H
min	47	46	45	44	43	41	39	36	30	24	20	-	
max	55	55	55	54	54	53	52	51	47	44	40	37	
Typical values of round quenched to 880 °C in water													
Ø	Tempering °C	R	Rp 0.2	A%	Z%	Kv +20 °C		HRC					
mm		N/mm ²	N/mm ² min.	min.	min.	J min.							
16	200	1450-1700	1200	8	40	30		44-49					
60	200	1000-1300	850	10	45	30		32-41					
16	500	1000-1250	800	14	55	70		32-40					
60	500	800-1000	700	14	55	70		22-32					
EUROPE	ITALY	CHINA	GERMANY	FRANCE	UK	RUSSIA	USA						
EN	UNI	GB	DIN	AFNOR	B.S.	GOST	AISI/SAE						
27MnCrB5-2	27MnCrB5-2		27MnCrB5-2	27MnCrB5-2	27MnCrB5-2								



SIQUAL 7182 Steel

Designation by Standards

Brand Name	Ravne	Mat. No.	DIN	EN	AISI/SAE
SIQUAL 7182	VMB	1.7182	-	27MnCrB5-2	-

Chemical Composition (in weight %)

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W	Others
0.27	max. 0.40	1.25	0.45	-	-	-	-	B=0.0029

Description

Baron steel.

Applications

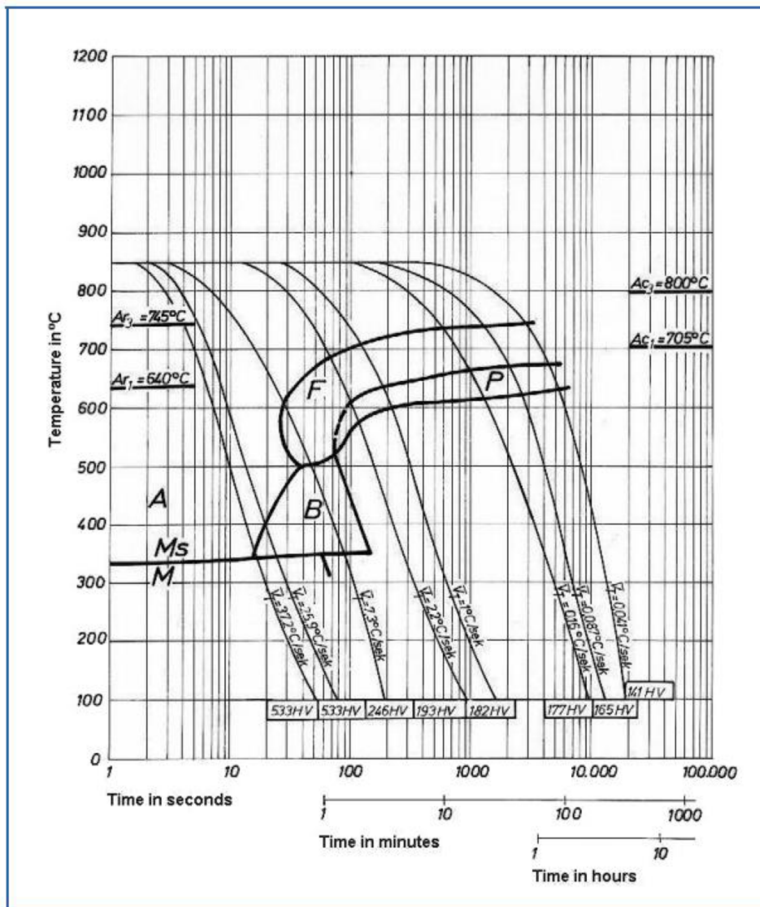
For quenching and tempering. General machine building.

Physical properties (average values) at ambient temperature

Modulus of elasticity [$10^3 \times \text{N/mm}^2$]: 210

Density [g/cm^3]: 7.85

Continuous Cooling Transformation (CCT) Diagram



Soft Annealing

Heat to 680-700°C, cool slowly. This will produce a maximum Brinell hardness of 220.

Normalizing

Temperature: 870°C.

Hardening

Harden from a temperature of 890°C followed by oil quenching. Hardness after quenching is 48-52 HRC.

Tempering

Tempering temperature: 500-550°C.

Forging

Hot forming temperature: 1050-850°C.

Machinability

No data.

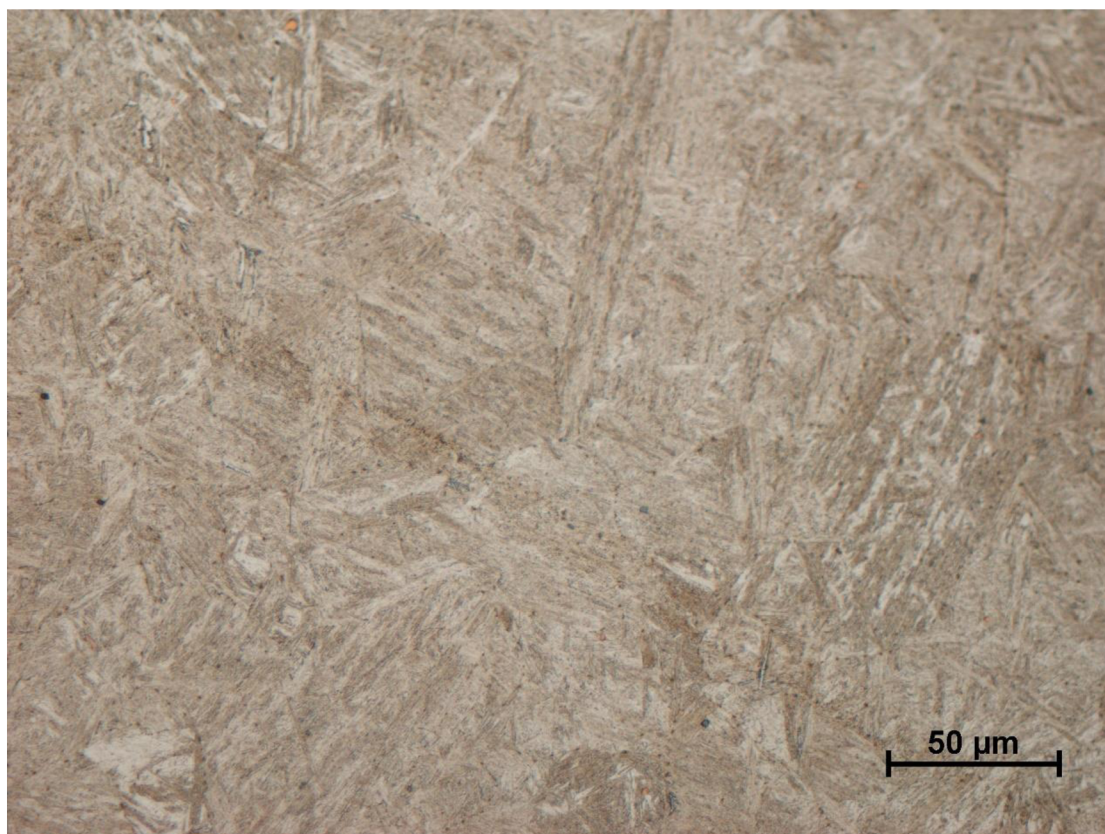
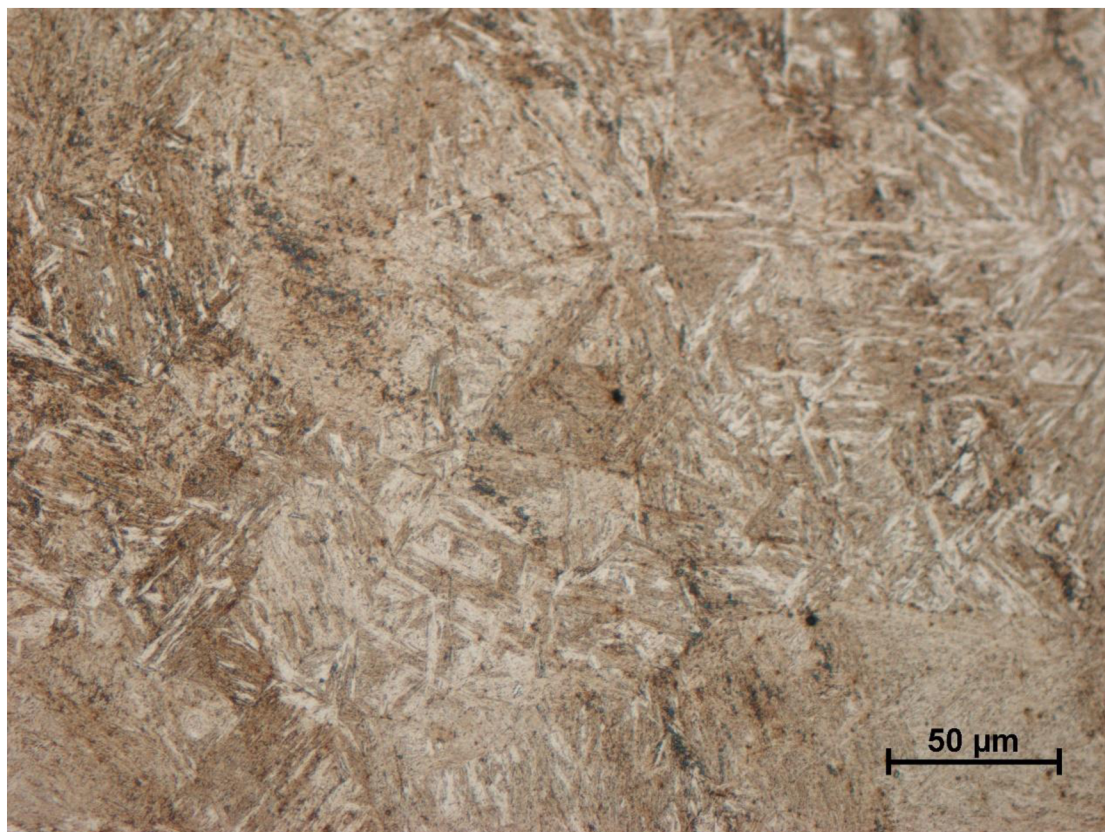
Forms manufactured: Please see the [Dimensional Sales Program](#).

Disclaimer

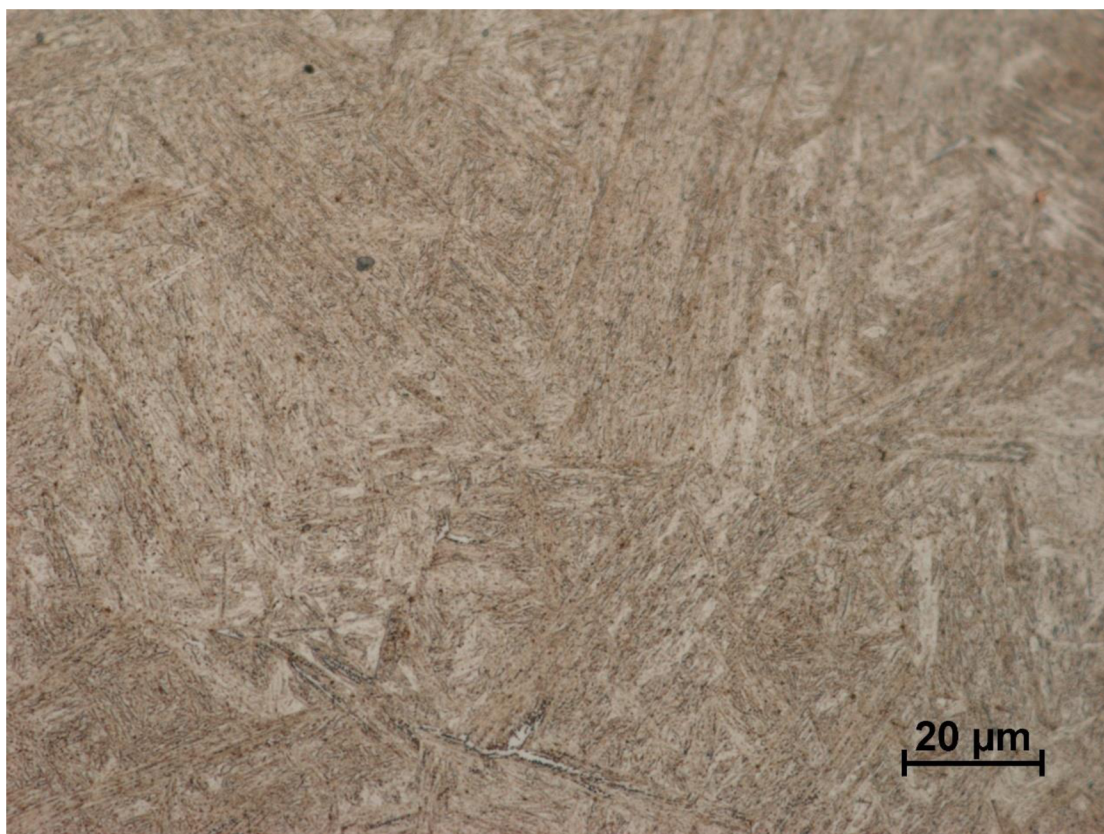
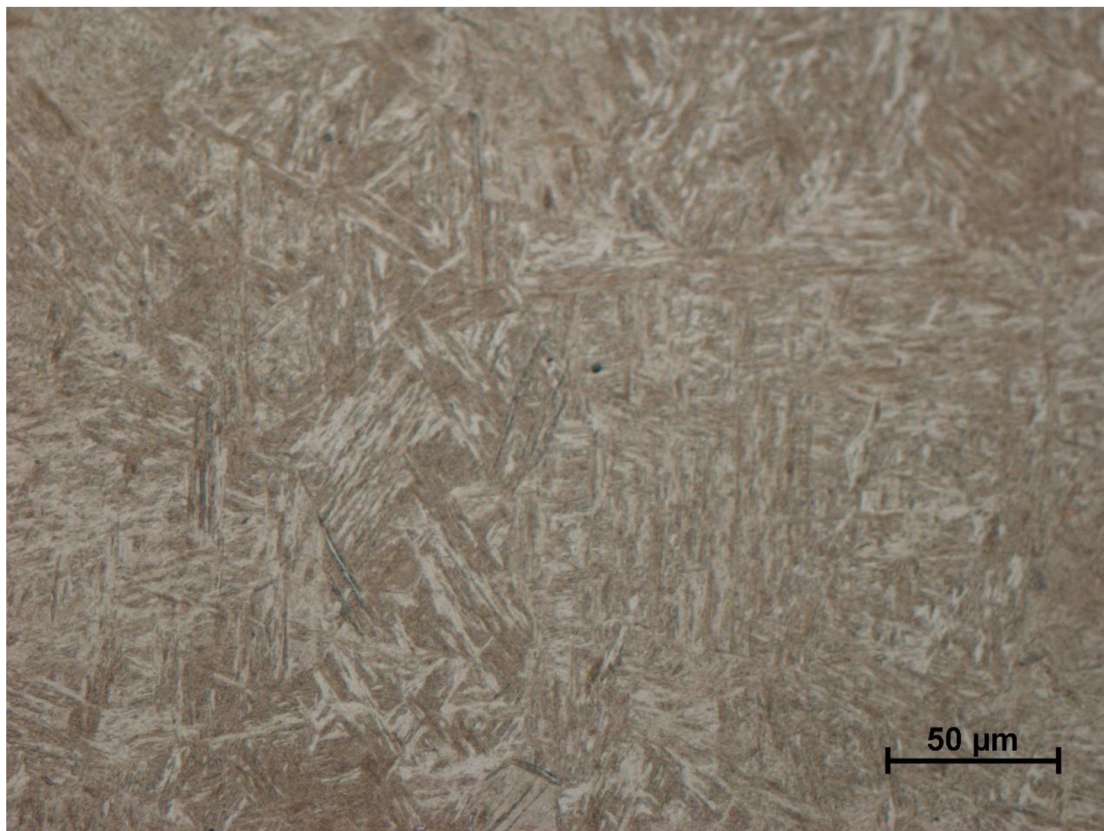
The information and data presented herein are typical or average values and are not a guarantee of maximum or minimum values. Applications specifically suggested for material described herein are made solely for the purpose of illustration to enable the reader to make his own evaluation and are not intended as warranties, either express or implied, of fitness for these or other purposes. There is no representation that the recipient of this literature will receive updated editions as the become available.

Unless otherwise specified, registered trademarks are property of SIJ Metal Ravne company. Copyright 2016 by SIJ Metal Ravne d.o.o. All rights reserved. Contact our [Sales Office](#) for more information.

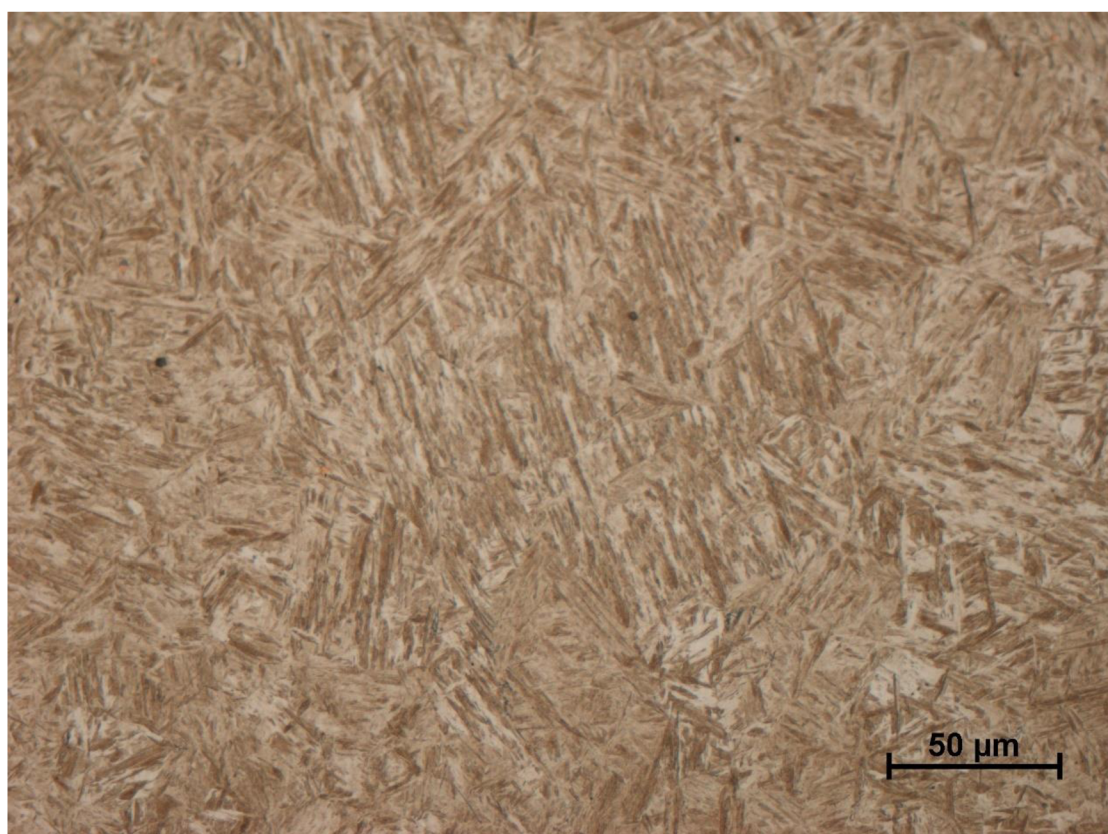
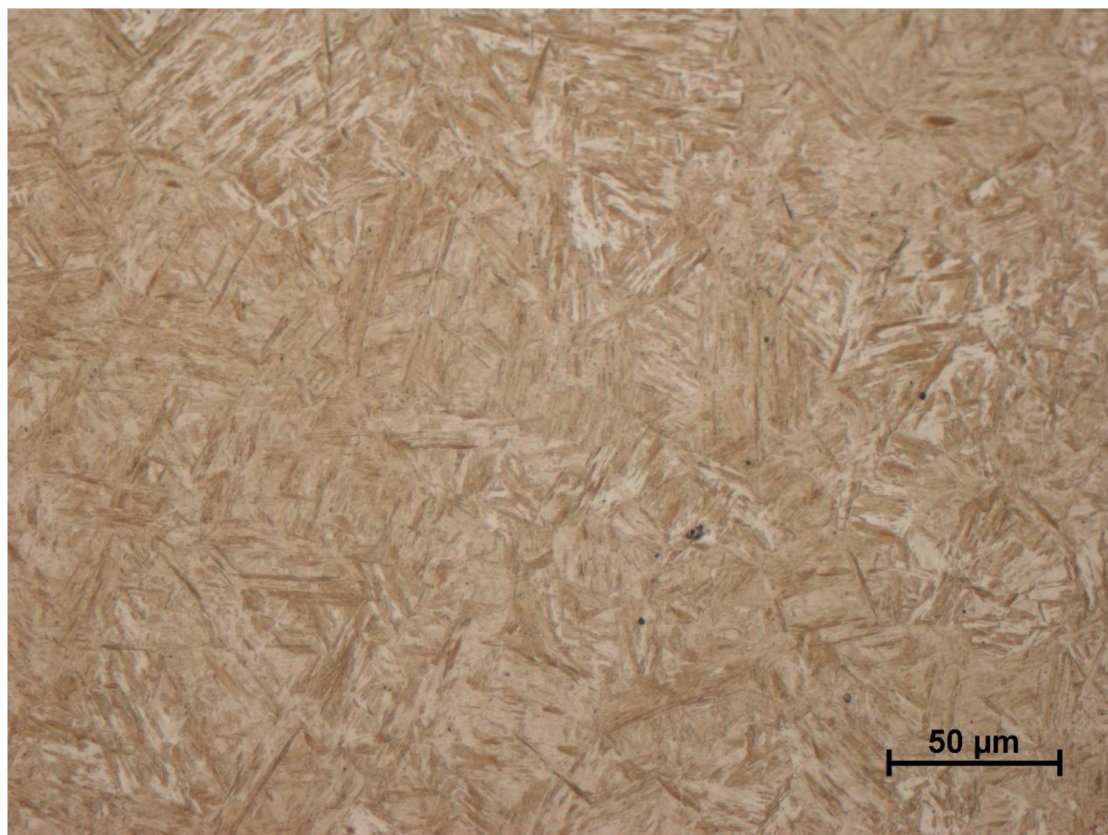
Fotografie mikrostruktury oceli popuštěné ihned po kalení pomocí optického mikroskopu



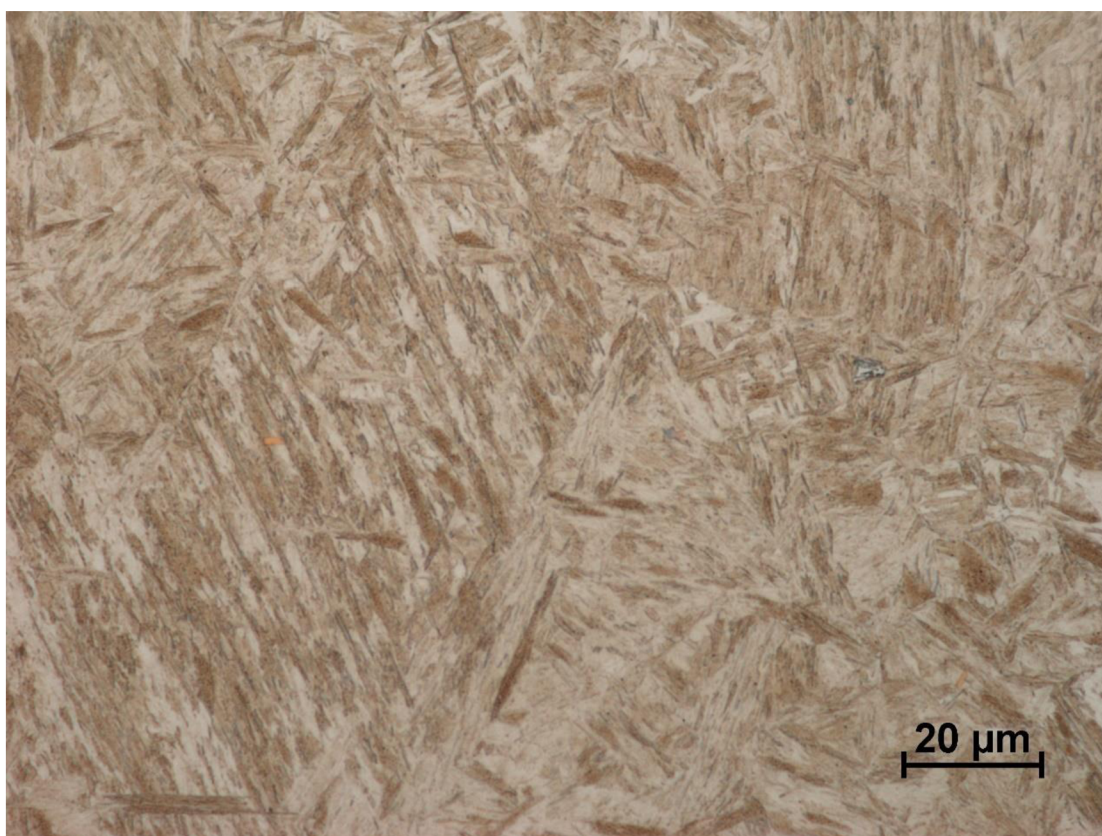
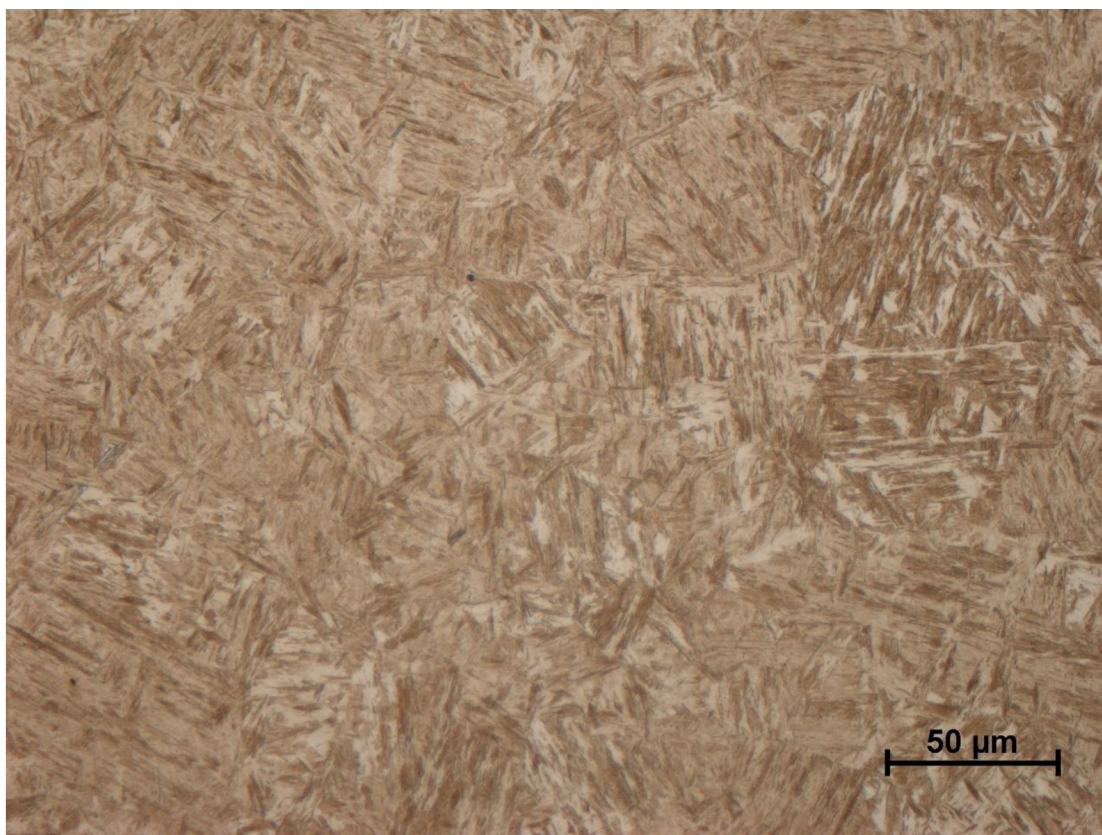
Fotografie mikrostruktury oceli popuštěné ihned po kalení pomocí optického mikroskopu



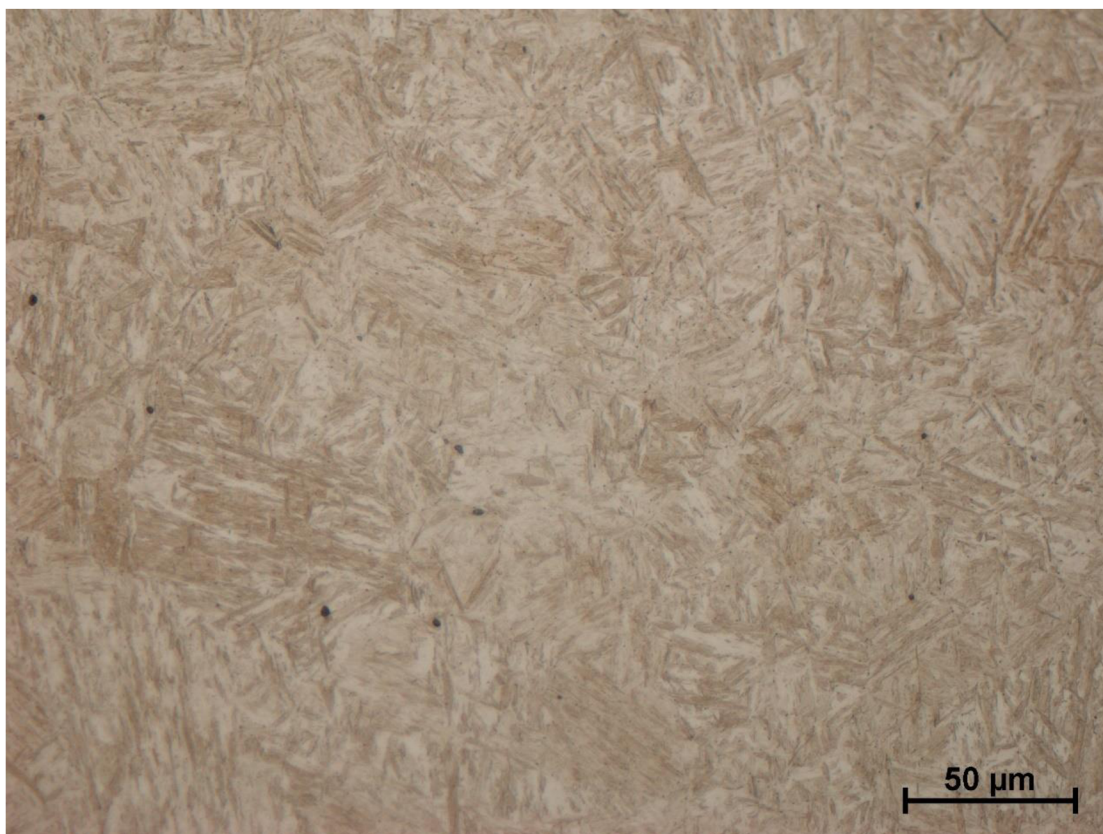
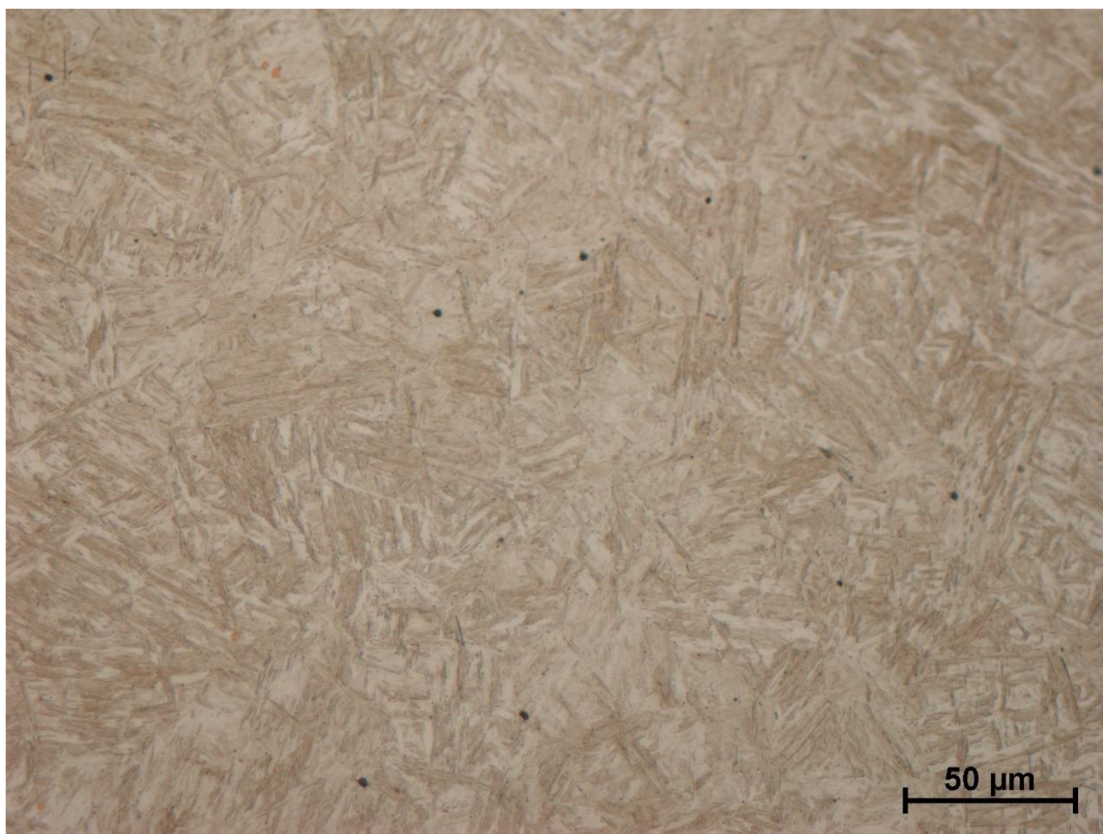
Fotografie mikrostruktury oceli popuštěné 48 hodin po kalení pomocí optického mikroskopu



Fotografie mikrostruktury oceli popuštěné 48 hodin po kalení pomocí optického mikroskopu



Fotografie mikrostruktury pouze zakalené oceli pomocí optického mikroskopu



Fotografie mikrostruktury pouze zakalené oceli pomocí optického mikroskopu

