



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

VLIV TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ NA MIKROSTRUKTURU SLITIN ŽELEZA S UHLÍKEM

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON MICROSTRUCTURE OF IRON ALLOYS WITH CARBON

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Pavel Hranický

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Mgr. Jan Čupera

BRNO 2018

Zadání bakalářské práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství
Student: **Pavel Hranický**
Studijní program: Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor: Materiálové inženýrství
Vedoucí práce: **Mgr. Jan Čupera**
Akademický rok: 2017/18

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

Vliv tepelného zpracování na mikrostrukturu slitin železa s uhlíkem

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Slitiny železa představují nejvíce používaný konstrukční materiál ve strojírenství. Železo a jeho slitiny jsou snadno recyklovatelné a výroba oceli je z energetického hlediska nejúspornější. Student se v rámci bakalářské práce seznámí s ocelmi a litymi a v rámci práce bude zkoumat vliv tepelného zpracování na strukturu a vlastnosti ocelí a bílých litin.

Je kladen důraz na samostatnost a technickou zručnost, protože student bude provádět zpracování a charakterizaci samostatně.

Cíle bakalářské práce:

Student bude mít za úkol provést tepelné zpracování slitin železa s uhlíkem. Bude se jednat o slitiny z diagramu Fe–Fe₃C. následně bude mít student za úkol zhodnotit vliv jednotlivých druhů tepelného zpracování na vlastnosti ocelí a litin. Charakterizace bude zahrnovat například měření tvrdosti, houževnatosti a analýzu vlivu TZ na strukturu. Mimo jiné bude k charakterizaci využít i skenovací elektronový mikroskop, který umožní zdokumentovat jemnější struktury, které nejsou zaznamatelné světelnou mikroskopií.

Seznam doporučené literatury:

PTÁČEK, Luděk. Nauka o materiálu I. 2., opr. a rozš. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, c2003. ISBN 8072042831.

PTÁČEK, Luděk. Nauka o materiálu II. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 8072042483.

KONTOROVÍČ, Isaak Jefimovič. Tepelné zpracování ocelí a litiny. Praha: SNTL, 1953. Knižnice hutního průmyslu.

HLUCHÝ, Miroslav, Rudolf PAŇÁK a Oldřich MODRÁČEK. Strojírenská technologie 1. 3., přeprac. vyd. Praha: Scientia, 2002. ISBN 9788071832652.

NEWBURY, Dale et al. Advanced Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis. Boston, MA: Springer US, 1986. ISBN 9781475790276.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2017/18

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

Abstrakt

Práce se zaměřuje na vliv kalení na strukturu speciálně připravených slitin železa s uhlíkem, s co nejmenší příměsí jiných prvků. Vliv kalení je posuzován pomocí tvrdosti výsledné slitiny. Jsou použity dvě kalící teploty, jedna optimální z hlediska tvrdosti výsledné struktury a jedna vysoká. Kalení probíhá do vody. Zkoumají se čtyři rozdílné slitiny, u nichž se hmotnostní podíl uhlíku pohybuje od 0,01 % do 3,00 %. Výsledky se posuzují na základě měření tvrdosti, mikrotvrdosti a pozorování výsledných struktur a fází na světelném a elektronovém mikroskopu. Součástí práce je rešerše shrnující poznatky o tepelném zpracování železných slitin s důrazem na kalení.

Klíčová slova

Tepelné zpracování, měření tvrdosti, kalící teplota, mikrostruktura kalených materiálu.

Abstract

The work focuses on the influence of hardening on the structure of specially prepared iron alloys with carbon, with as little admixture of other elements. The effect of hardening is judged by the hardness of the resulting alloy. Two hardening temperatures, one optimal for the hardness of the resulting structure and one high, are used. Hardening takes place in water. Four different alloys are examined for which the carbon content ranges from 0.01 % to 3.00 %. The results are evaluated on the basis of hardness, microhardness and observation of the resulting structures and phases on the light and electron microscopy. Part of the thesis is a review summarizing the knowledge about the heat treatment of iron alloys with an emphasis on hardening.

Keywords

Heat treatment, hardness measurement, hardening temperature, microstructure of hardened material.

Bibliografická citace

HRANICKÝ, P. Vliv tepelného zpracování na mikrostrukturu slitin železa s uhlíkem. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2018. 104 s. Vedoucí bakalářské práce Mgr. Jan Čupera.

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma **Vliv tepelného zpracování na mikrostrukturu slitin železa s uhlíkem** vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených na seznamu, který je přílohou této práce.

V Brně dne 25. 5. 2018

.....

Pavel Hranický

Poděkování

Děkuji vedoucímu bakalářské práce panu Mgr. Janu Čuperovi za mnohé cenné rady a připomínky při vypracování bakalářské práce.

Obsah

1	Úvod	11
2	Základní poznatky o železných slitinách	12
2.1	Čisté železo a jeho vlastnosti.....	12
2.1.1	Mřížka kubická plošně středěná, FCC	13
2.1.2	Mřížka kubická, prostorově středěná, BCC	15
2.2	Slitiny železa s uhlíkem.....	16
2.2.1	Krystalové mřížky slitin	16
2.2.2	Rovnovážné diagramy	17
2.2.3	Rovnovážný diagram metastabilní soustavy Fe- Fe ₃ C	20
3	Přeměny přechlazeného austenitu	23
3.1	Typy přeměn přechlazeného austenitu	23
3.1.1	Proeutektoidní přeměny	24
3.1.2	Morfologie proeutektoidních fází.....	25
3.1.3	Perlitická přeměna.....	26
3.1.4	Bainitická přeměna.....	27
3.1.5	Martenzitická přeměna	29
3.2	Transformační diagramy oceli.....	34
3.2.1	Tvorba transformačních diagramů	34
3.2.2	IRA diagram	34
3.2.3	ARA diagram	35
3.3	Rovnovážný diagram stabilní soustavy Fe – C	36
3.3.1	Podmínky krystalizace ve stabilní soustavě	36
3.3.2	Tvar diagramu	36
3.3.3	Eutektická přeměna litin.....	37
4	Tepelné zpracování slitin železo uhlík	38
4.1	Vymezení a definice pojmů.....	38

4.2	Žíhání	38
4.3	Austenitizace	39
4.3.1	Vliv hrubosti austenitického zrna.....	40
4.4	Kalení a popouštění.....	41
4.4.1	Definování pojmů.....	41
4.4.2	Kalení	41
4.4.3	Martenzitické kalení.....	44
4.4.4	Volba kalících parametrů	48
4.4.5	Způsoby martenzitického kalení	52
4.4.6	Popouštění	54
4.4.7	Popouštěcí křehkost.....	56
5	Experimentální část.....	58
5.1	Vybrané slitiny	58
5.2	Příprava vzorků	59
5.3	Kalení vzorků	59
5.3.1	Určení kalící teploty	59
5.3.2	Volba kalícího prostředí	60
5.3.3	Ohřev vzorků na zvolenou kalící teplotu	60
5.3.4	Austenitizace	60
5.3.5	Ponoření do kalícího prostředí	60
5.4	Příprava vzorků pro laboratorní analýzu.....	61
5.4.1	Příprava vzorků pro měření tvrdosti.....	61
5.4.2	Příprava vzorků pro světelnou a elektronovou mikroskopii	61
5.5	Provedené laboratorní testy a pozorování	62
6	Výsledky analýz	63
6.1	Měření tvrdosti dle Brinella	63
6.2	Fázová a strukturní analýza.....	65
6.2.1	Slitina s hmotnostním podílem uhlíku 0,01%	65

6.2.2	Slitina s hmotnostním podílem uhlíku 0,2%	71
6.2.3	Slitina s hmotnostním podílem uhlíku 0,72 %	79
6.2.4	Slitina s hmotnostním obsahem uhlíku 3 %	90
7	Závěr.....	103
8	Seznam zdrojů.....	104

1 Úvod

Lidstvu trvalo 40 let ovládnout atomovou energii. 50 let trvalo ovládnutí nebe. Rozluštit hádanku oceli lidstvu zabralo 5 tisíciletí.

Toto přirovnání sice není zcela poctivé, ale dává nám pocítit, jak náročný stál před našimi předky úkol. Poznatky se rodily obtížně, obvykle metodou pokus omyl. Velkou poklonou lidské vytrvalosti, umu a odhodlání jsou výsledky, kterých přesto někteří staří mistři dosáhli. Toto mistrovství však postrádalo pochopení skutečné podstaty. Teprve s rozvojem ostatních vědeckých disciplín, jakými jsou například optika, chemie, nebo termomechanika, jsme začali rozumět podstatě dějů, které ovlivňují vlastnosti železa a jeho slitin.

I s moderním vědeckým přístupem nám trvalo bezmála 200 let ovládnout železo a jeho slitiny do té míry, na jakou jsme dnes zvyklí. Důvodem je mimo jiné velké množství proměnných, které ovlivňují výsledné vlastnosti železných slitin. Jedná se například o chemické složení slitin, způsob jejich výroby, provozní podmínky, tvar a rozměr výrobku, povrchovou úpravu a mnohé další parametry. Pro posouzení vlivu jednotlivých parametrů, jejich účinků a zákonitostí, je nutné pečlivě kontrolovat, nebo eliminovat ostatní proměnné.

Stejný přístup je zvolen v této práci. Všechny varianty chemického složení jsou omezeny na jedinou přísadu, kterou je uhlík. Ten byl vybrán proto, že jeho vliv na výsledné vlastnosti patří k těm nejvýznamnějším. Byly proto vytvořeny vzorky s přísně kontrolovaným chemickým složením.

Stejně jako chemické složení jsou vymezeny i způsoby zpracování těchto slitin. Práce se bude zabývat pouze kalením, tedy prudkým ochlazením z určité zvolené teploty. Cílem práce je prozkoumat a porozumět, jak různé kombinace těchto dvou parametrů ovlivňují strukturu zkoumaných slitin a následně porovnat výslednou tvrdost těchto materiálů.

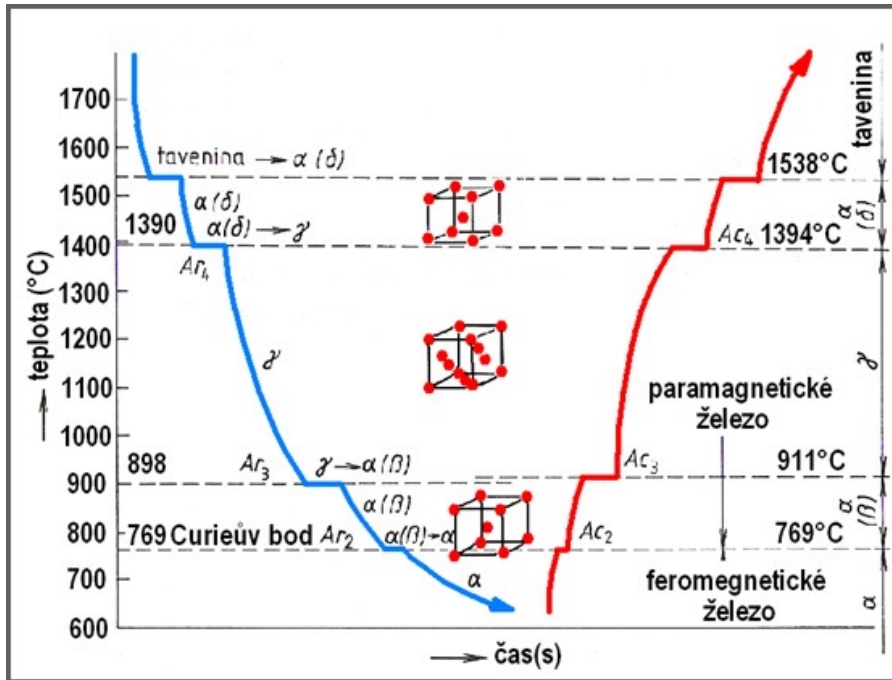
2 Základní poznatky o železných slitinách

2.1 Čisté železo a jeho vlastnosti

Železo za běžných podmínek ochlazování (tj. především rychlost ochlazování a tlak) tuhne jako krystalická látka. Ta se vyznačuje pravidelným uspořádáním základních částic (atomy, ionty) ve své struktuře, přičemž toto uspořádání se zachovává dlouhou vzdálenost [1], což v tomto atomárním kontextu znamená dál, než jen v bezprostředně nejbližším okolí částice. Pravidelné uspořádání se vyznačuje periodickým opakováním tzv. elementárních buněk, představujících základní prostorové uspořádání částic. Existuje 14 možných typů elementárních buněk, tzv. Bravaisových mřížek [2], pojmenovaných po francouzském krystalografovi A. Bravaisovi (1811 – 1863), který tento geometrický systém zavedl jako první.

Železo se vyznačuje polymorfií [3]. V pevném stavu může mít v závislosti na tlaku a teplotě různě uspořádanou krystalovou mřížku. Při změně vnějších podmínek tak u železa může dojít ke změně krystalové mřížky. Tento děj nazýváme překrystalizací. Za normálního tlaku jsou tyto změny krystalové mřížky spojeny především se změnou teploty. Při ohřevu železa z pokojové teploty můžeme pozorovat, že v určité chvíli se další růst teploty na nějakou dobu zastaví, přestože železo pořád zahříváme. Dodávaná energie se během této doby spotřebovává na přeuspořádání krystalové mřížky. U železa se tento jev vyskytuje nejprve při ohřevu na 911 °C, kdy se železo α s krystalovou mřížkou kubickou, prostorově středěnou (BCC z anglického názvu body - centered - cubic), mění na železo γ s krystalovou mřížkou kubickou, plošně středěnou (FCC z anglického názvu face - centered - cubic).

Právě existence této přeměny a rozdílné vlastnosti obou mřížkových uspořádání, zejména s ohledem na rozpustnost uhlíku a ostatních prvků, stojí za rozmanitostí struktur v železných slitinách a variabilitou jejich vlastností. Pro úplnost je třeba podotknout, že při teplotě 1392 °C dojde k další překrystalizaci. Železo γ se změní na železo δ , které má opět krystalickou mřížku kubickou, prostorově středěnou (BCC). Tato překrystalizace však má poměrně malý technický význam. Na obrázku 1 jsou znázorněné křivky ochlazování (modře) a ohřevu (červeně) čistého železa.



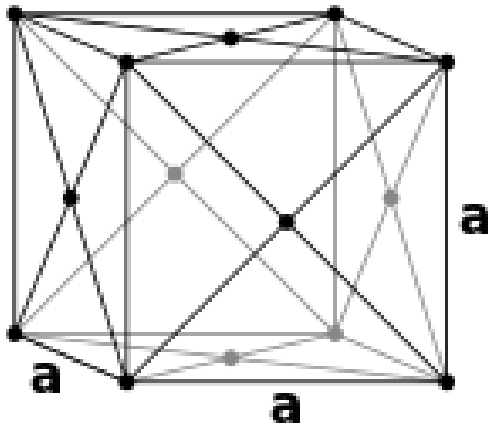
Obrázek 1: Křivky ochlazování a ohřevu čistého železa

2.1.1 Mřížka kubická plošně středěná, FCC

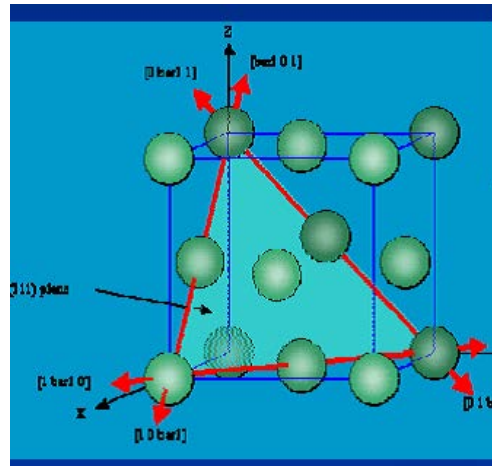
Tato mřížka představuje prostorově nejefektivnější uložení částic. Každý atom má 12 nejbližších sousedních atomů. Toto vyjadřuje takzvané koordinační číslo, které u FCC nabývá hodnoty 12. Schematicky je elementární buňka FCC mřížky znázorněná na obrázku 2. Atomy jsou uloženy ve vrcholech krychle a ve středech jejich stěn. Protože každý atom ve vrcholu krychle je sdílen 8 elementárními buňkami a každý atom ve středu stěny je sdílen 2 buňkami, připadají na každou elementární buňku 4 atomy [2].

Z hlediska plasticity je důležitá velikost kritického smykového napětí τ_{krit} , a dále množství nejhustěji obsazených rovin a směrů, tvořících spolu takzvané skluzové systémy. Podle Von Missessovi podmínky (zvané také Taylorův princip) musí mít mřížka pro dobrou plasticitu nejméně 5 nezávislých skluzových systémů [1]. Na obrázku 3 je znázorněná jedna taková rovina se třemi nejhustěji obsazenými směry. FCC buňka obsahuje takové roviny 4, což dává celkem 12 kombinací, neboli 12 nezávislých skluzových systémů. U FCC mřížky železa je také poměrně malá hodnota τ_{krit} v rozmezí 0,3 až 0,8 MPa [1]. Díky tomu vykazuje FCC mřížka vysokou plasticitu.

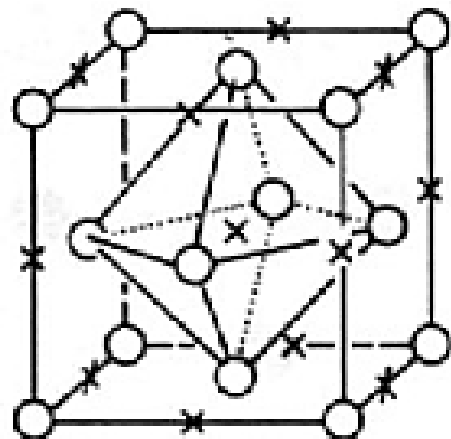
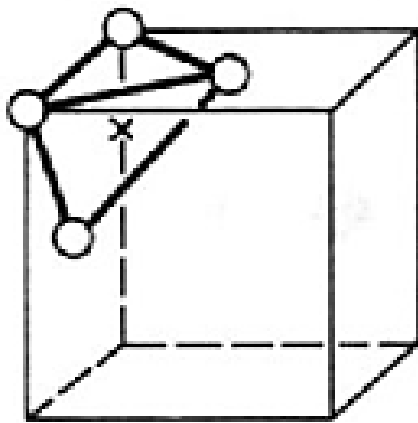
V každé krystalové mřížce existují mezi jednotlivými nevyplněné atomy prostory. Nazývají se intersticiální prostory (dutiny). U FCC mřížky dosahuje zaplnění mřížky základními atomy hodnoty 74 %. Zbytek objemu tvoří intersticiální prostory. Tyto dutiny jsou dvojího druhu. Tetraedrické, vymezené 4 atomy, a oktaedrické, vymezené 6 atomy. Oktaedrická dutina je u FCC mřížky uprostřed krychle a lze do ní vepsat kouli o poloměru, který je 0,42 násobkem poloměru základního atomu (tento poměr se zkráceně nazývá velikostní faktor). To pro atomy železa γ o poloměru 0,129 nm představuje hodnotu 0.052 nm [2]. Tetraedrické dutiny jsou v mřížce rozmístěny na více pozicích a jsou podstatně menší. Intersticiální prostory FCC mřížky jsou zobrazeny na obrázku 4.



Obrázek 2: Otevřený model FCC mřížky



Obrázek 3: Skluzová rovina a směry v FCC mřížce



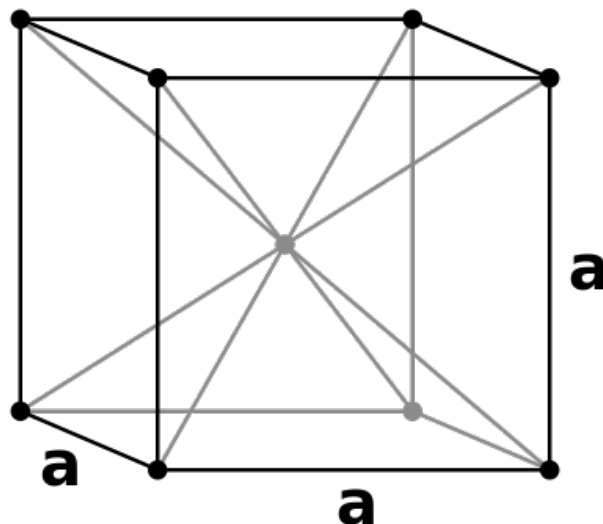
Obrázek 4: Intersticiální prostory FCC mřížky

2.1.2 Mřížka kubická, prostorově středěná, BCC

Druhým typem krystalové mřížky železa je elementární buňka kubická, prostorově středěná. Na obrázku 5 je její schématický model. Atomy železa jsou umístěny ve vrcholech krychle a v průsečíku tělesových uhlopříček. Činitel plnění mřížky je 68% [2], což je méně než u FCC mřížky. Železo α zaujímá o něco větší objem než železo γ . Protože každý atom ve vrcholu krychle je sdílený 8 elementárními buňkami, připadají na jednu elementární buňku celkem 2 atomy. Koordinační číslo klesne z 12 na 8.

Z hlediska plasticity má BCC buňka celkem 8 možných nezávislých skluzových systémů a kritické skluzové (smykové) napětí τ_{krit} je rovno zhruba 30 MPa [1]. To je o dva řády více než v případě FCC mřížky. BCC mřížka je proto pevná a plasticita se zvyšuje teprve s vyšší teplotou, která aktivuje dodatečné skluzové systémy.

Ačkoliv je činitel plnění BCC mřížky nižší, než FCC mřížky a je zde tedy více intersticiálního prostoru, geometrické rozložení intersticiálních dutin je takové, že se do nich vlezou menší atomy, než u FCC mřížky. To je příčinou zásadních rozdílů rozpustnosti prvků v těchto dvou variantách železa.



Obrázek 5: Otevřený model BCC mřížky

2.2 Slitiny železa s uhlíkem

2.2.1 Krystalové mřížky slitin

Slitiny jsou kombinace dvou a více kovů, popřípadě kovu a nekovu. Jaká bude výsledná krystalová mřížka slitiny určují tři Hume-Rotheryho faktory [1][2]. Jedná se o *velikostní faktor*, *elektronovou koncentraci* a *elektrochemický faktor*. Obecně lze říci, že tam kde dominuje jeden činitel, vznikají jednoduché mřížky. Tam kde je vliv činitelů vyrovnaný, vznikají mřížky složité [2]. Vzniklé fáze je možné na základě těchto faktorů rozdělit na dvě hlavní kategorie.

2.2.1.a Tuhé roztoky

Jsou analogií roztoků kapalných. Atomy příměsi obsazují vhodné polohy v mřížce základního kovu tak, aby potenciální energie mřížky byla co nejnižší. Tuhé roztoky tedy mají stejnou krystalovou mřížku, jakou má základní prvek [1]. Podobnost s kapalnými roztoky spočívá v tom, že atomy příměsového prvku jsou rozmístěny ve vhodných polohách nahodile. Zda vznikne tuhý roztok a v jakém rozsahu koncentrací, závisí především na elektrochemické podobnosti základního a příměsového prvku. Prvky s větším rozdílem elektronegativit tvoří spíše intermediální fáze [2].

V krystalové mřížce základního kovu nalezneme dva základní typy vhodných poloh, podle kterých dělíme tuhé roztoky na substituční a intersticiální. V případě substitučních roztoků obsazují atomy příměsi polohy v uzlových bodech mřížky základního kovu. Podmínkou je podobná velikost atomů obou prvků. Podle Hume-Rotheryho se velikost nesmí lišit o více než 15%. Intersticiální tuhé roztoky vznikají tak, že atomy příměsi obsazují v základní mřížce vhodné intersticiální prostory. To je možné jen pokud poměr velikosti atomu příměsi k atomu základního prvku nepřekročí tzv. Häggův poměr o hodnotě 0,59.

2.2.1.b Intermediální fáze

Intermediální fáze mají povahu chemických sloučenin. Hovoří se o intermetalických sloučeninách, protože se často jedná o sloučeninu dvou a více kovů [2]. Jsou specifické tím, že mají vlastní krystalovou mřížku odlišnou od mřížek jednotlivých složek [1]. Mají také přesný bod tání. Chemické složení intermediálních fází obvykle neodpovídá přesnému stechiometrickému složení. Častěji existují i v rozmezí koncentrací, daným vzájemnou rozpustností sloučeniny a jejich dílčích složek. Pokud je toto rozmezí široké, pak se fáze chová podobně jako tuhý roztok a označuje se pojmem sekundární tuhý roztok.

Podle toho, který z Hume-Rotheryho faktorů u intermediální fáze převažuje, rozlišujeme valenční (elektrochemické) sloučeniny, elektronové sloučeniny a sloučeniny dané velikostním faktorem [2]. Ve vztahu k tématu této práce jsou důležité zejména ty poslední, intersticiální sloučeniny dané velikostním faktorem. U těchto sloučenin jedna složka obsazuje ve společné mřížce intersticiální prostory. Od intersticiálních tuhých roztoků se liší krystalovou mřížkou, která se neshoduje s krystalovými mřížkami dílčích složek, a pravidelným rozmístěním atomů přísady. Tyto sloučeniny jsou tvrdé, křehké, s vysokým bodem tání. Pokud atom přísady splňuje Häggův poměr, vznikají jednoduché struktury. Pokud jej přesahuje, vznikají struktury složité.

2.2.2 Rovnovážné diagramy

Každá slitina představuje termodynamickou soustavu. Její parametry jsou určeny především chemickým složením, teplotou a tlakem. Jaké fáze budou při daných podmínkách ve slitině přítomny, zobrazují takzvané rovnovážné diagramy. Rovnovážné se nazývají z toho důvodu, že se jednotlivé fáze soustavy nachází v termodynamické rovnováze. Dosažení dokonalé rovnováhy by si nicméně vyžadovalo nekonečně dlouhý čas. Proto se v praxi spokojíme se soustavami s určitou mírou nerovnováhy, což přináší své výhody i úskalí.

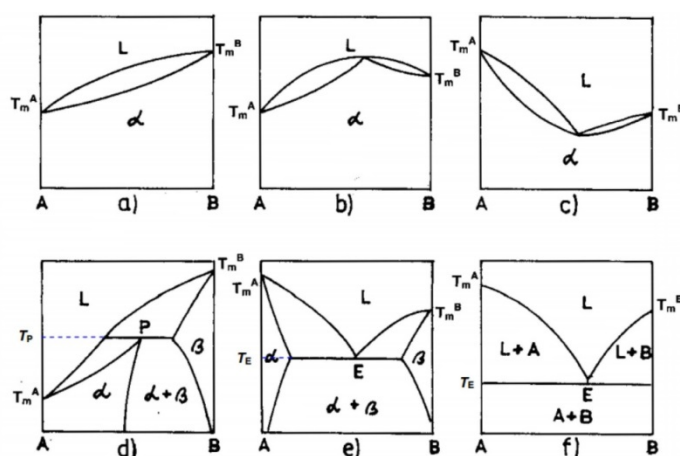
Rovnovážné diagramy se získávají buď výpočtem z termodynamických rovnic a modelů, nebo experimentálně, například pomocí křivek tuhnutí, nebo metodou DSC (diferenční kompenzační kalorimetrie).

U jednosložkových soustav (tvořených pouze jedním prvkem, nebo typem molekuly, jako je například voda) může být příkladem takových rovnovážných diagramů například diagram trojného bodu vody, nebo křivka ochlazování čistého železa. Z hlediska technických slitin se bavíme především o binárních rovnovážných diagramech, které zachycují rovnováhu ve slitinách dvou prvků. Tyto diagramy se dají rozdělit na šest základních typů, takzvaných Roozeboomových prostorových modelů, zobrazených na obr. 6 [2].

2.2.2.a Roozeboomovy prostorové modely

Všechny tyto diagramy jsou vytvořeny za podmínky konstantního (obvykle atmosférického) tlaku. Modely **a** až **c** představují soustavu dvou prvků, které jsou v tuhém stavu navzájem zcela rozpustné a tvoří tuhý roztok α v celém koncentračním rozsahu. U substitučních roztoků je toto podmíněno podobnou velikostí atomů (rozdíly ve velikosti nepřekračují 8%) a stejnou krystalickou mřížkou. Příkladem mohou být slitiny zlata a stříbra, nebo železa a platiny. Model **f** pak představuje limitní případ, kdy jsou oba prvky v tuhém stavu zcela nerozpustné. S citlivějšími metodami měření se ukazuje, že prakticky ve všech slitinách existuje určitá minimální, někdy však obtížně detekovatelná rozpustnost.

Modely **d**, **e** pak představují případy částečné rozpustnosti prvků v tuhém stavu. Model **d** znázorňuje takzvanou peritektickou přeměnu, jejíž technické využití je u ocelí omezené [2].



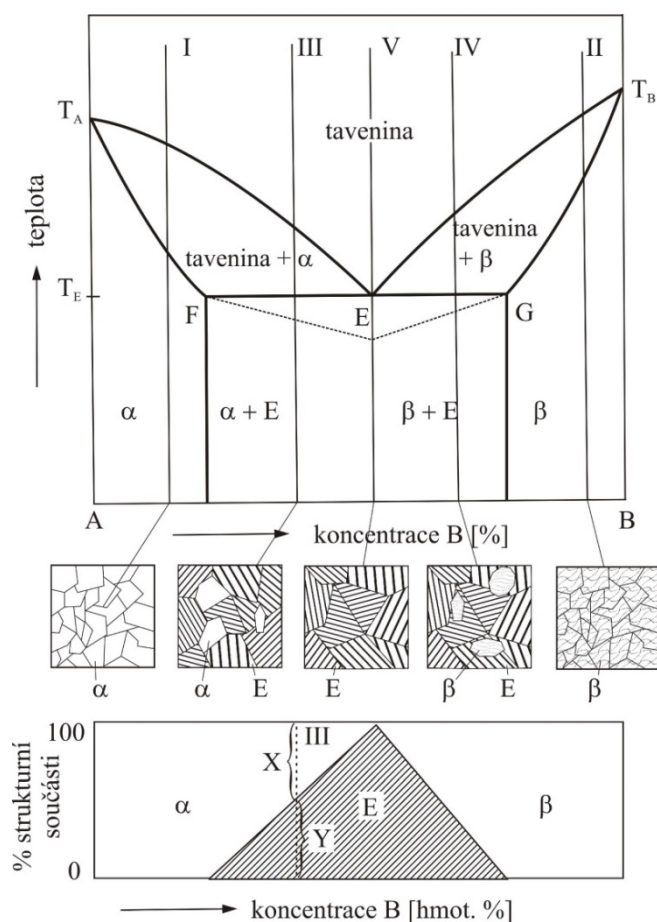
Obrázek 6: Roozeboomovy prostorové modely

2.2.2.b Eutektická přeměna

Z hlediska tepelného zpracování nelegovaných ocelí má největší relevanci model e. Jedná se o binární rovnovážný diagram s částečnou rozpustností a eutektickou přeměnou. Podrobněji je znázorněn na obrázku 7.

Při určité koncentraci a teplotě, vymezené koncentracemi F a G a eutektickou teplotou T_E , bude koncentrace prvků A, nebo B vyšší, než kolik se jich může rozpustit v primárních tuhých roztocích α , popřípadě β . Pokud například koncentrace prvku B bude vyšší než F, pak se určité množství prvku B již nedokáže rozpustit v roztoku α a bude místo toho krystalizovat v roztoku β . Toto nastane při eutektické teplotě, kdy složení taveniny odpovídá eutektické koncentraci, jak na diagramu znázorňuje eutektický bod E. Krystalizace proběhne za konstantní teploty a vznikne takzvané eutektikum, což je strukturní směs obou tuhých roztoků s velice charakteristickou, obvykle lamelární morfologií.

Stejné mechanismy fungují i u fázových přeměn v tuhém stavu. Místo změny skupenství se ale mění typ krystalové mřížky. Tento typ eutektické přeměny v tuhém stavu se pro odlišení nazývá obecně eutektoidní přeměnou.

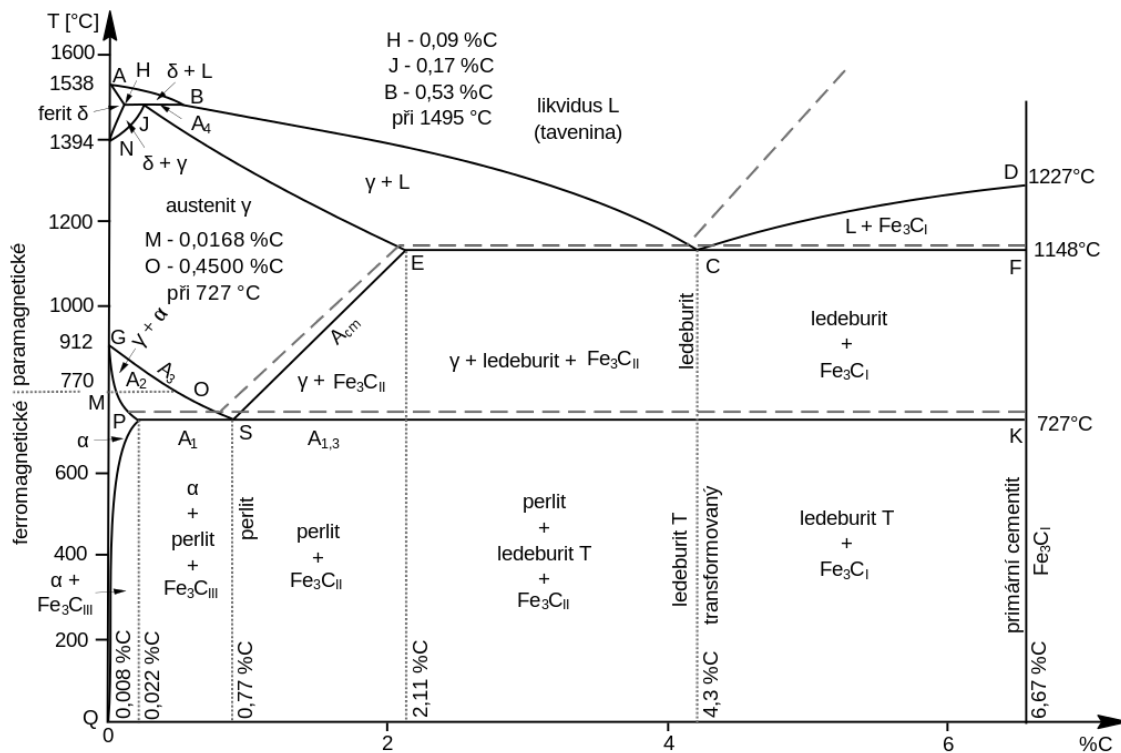


Obrázek 7: Eutektická přeměna

2.2.3 Rovnovážný diagram metastabilní soustavy Fe- Fe₃C

Ze všech prvků má největší vliv na vlastnosti slitin železa právě uhlík [3][4]. Z toho důvodu lze u nelegovaných ocelí zanedbat vliv celé řady příměsových prvků na tvar rovnovážného diagramu výsledné slitiny a vycházet z binárního diagramu železo-uhlík.

Rozpustnost uhlíku v železe je poměrně malá. To je dáno především velikostním faktorem uhlíku. Uhlík je příliš malý na to aby s železem tvořil substituční tuhé roztoky. Na druhou stranu je poměr velikosti C / Fe je 0,61, což je více než je Hägguv poměr 0,59 [3]. Proto je i tvorba intersticiálních tuhých roztoků silně omezena. Maximum rozpustnosti uhlíku v železe je cca 2% u železa γ . Pokud je koncentrace uhlíku vyšší, než kolik se ho může rozpustit v železe, vylučuje se přebytek uhlíku buď v podobě grafitu, nebo jako metastabilní karbid železa Fe₃C. Krystalizace grafitu je podmíněna především pomalou rychlostí ochlazování a přítomností tzv. grafitotvorných prvků (především Si), které podporují tvorbu grafitu. Proto má v technické praxi u nelegovaných ocelí větší význam zabývat se metastabilní soustavou s karbidem železa.



Obrázek 9: Binární diagram Fe - Fe₃C

2.2.3.a Strukturální a fázový popis diagramu Fe – Fe₃C

Na obrázku 9 je zobrazený diagram metastabilní soustavy Fe- Fe₃C (plné linie). V podstatě se skládá z jedné peritektické, jedné eutektické a jedné eutektoidní přeměny. Najdeme zde 3 typy intersticiálních tuhých roztoků, jednu intersticiální chemickou sloučeninu a tři strukturální složky tvořené více fázemi.

Na pravé straně diagramu se nachází intersticiální chemická sloučenina vyjádřená stechiometrickým vzorcem Fe₃C a nazývaná tradičně cementit. Hmotnostní podíl uhlíku v ní činí 6,67 %. Je to intermediární fáze se složitou ortorombickou mřížkou. Je tvrdá (cca 900 HV 30) a křehká.

Na levé straně diagramu se vyskytují tři tuhé roztoky. Tuhý roztok α se nazývá ferit a je to intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe α . Má kubickou, prostorově středěnou krystalovou mřížku (BCC) železe α . Nevhodné rozmístění intersticiálních dutin v této mřížce způsobuje, že rozpustnost uhlíku v železe α je velice malá. Uhlík zde obsazuje především intersticiální polohy poblíž vakantních (chybějících) atomů železa. Za pokojové teploty je uhlík dosahuje rozpustnost uhlíku pouze 0,008 hmot. % a maximum je 0,022 hmot. % při teplotě 727 °C. Snížená rozpustnost uhlíku za normálních teplot znamená, že se z feritu při ochlazování vylučuje po hranicích zrn takzvaný terciární cementit.

Další fází v diagramu je intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe γ , který se podle anglického metalurga Roberta Austena nazývá austenit. Jeho mřížka je kubická, plošně středěná (FCC). Do jejích intersticiálních prostor se vlezou atomy o velikostním faktoru až 0,41. Atomy uhlíku stále mají větší velikostní faktor, a proto při obsazování intersticiálních poloh způsobují určitou deformaci krystalové mřížky železa. Z toho důvodu dosahuje rozpustnost uhlíku v austenitu maximálně 2,11 % při teplotě 1148 °C. Tato rozpustnost se s klesající teplotou zmenšuje podle křivky A_{cm} . Pokud slitina při ochlazování protne tuto křivku, začne se uhlík vylučovat jako tzv. sekundární cementit. Jeho morfologie závisí především na velikosti austenitického zrna a rychlosti ochlazování a je důležitá zejména pro nadeutektoidní oceli.

Hmotnostní podíl uhlíku 2,11 % je důležitý pro dělení železných slitin na dvě hlavní kategorie. Slitiny s nižším obsahem uhlíku se tradičně nazývají oceli a slitiny s vyšším obsahem jsou litiny. Důvodem tohoto dělení je fakt, že pokud koncentrace uhlíku ve slitině překročí tuto hodnotu, pak při svém ochlazování slitina protne na diagramu eutektickou přímkou, prodělá eutektickou přeměnu a ve struktuře se objeví určitý podíl eutektika.

Toto eutektikum se nazývá ledeburit podle svého objevitele, německého metalurga Karla Heinricha Adolfa Ledebura (1837–1916). Jedná se o strukturální směs dvou fází, austenitu a cementitu. Eutektická koncentrace činí 4,3 hmot. % C a eutektická teplota je 1148 °C, což je nejnižší teplota tání v soustavě železo-uhlík. Proto se ve vysokých pecích vyrábí surové železo se složením blízkým eutektickému bodu.

Oblast austenitu je zespodu omezena významnou křivkou, která je označována jako A_3 . Na této křivce jsou si rovny Gibbsovy energie železa α a železa γ i jejich odpovídajících tuhých roztoků. Při ochlazování pod tuto křivku se mění FCC mřížka železa γ na BCC mřížku železa α a austenit na ferit. Teplotní průběh této přeměny popisuje tzv. Gibbsův zákon fází: [1]

$$v = s - f + 1$$

Tato rovnice platí pro izobarické soustavy. Proměnnými jsou v ní v , což je počet stupňů volnosti soustavy, s je počet složek (Fe, C) a f je počet fází (austenit, ferit, cementit). U čistého železa je $s = 1$ (Fe) a v rovnováze jsou dvě fáze (železo γ , β). Výsledkem je tedy 0 stupňů volnosti a překrystalizace proběhne při konstantní teplotě. Pod křivkou A_3 jsou v diagramu v rovnováze dvě složky (Fe, C) a dvě fáze (ferit, austenit), proto si soustava zachovává jeden stupeň volnosti a překrystalizace tím pádem probíhá v teplotním intervalu.

Intersticiální prostory v železe α jsou podstatně menší než v železe γ . Proto se v něm rozpustí maximálně 0,022 hmot. % C při teplotě 727 °C. Pokud bylo v austenitu rozpuštěno více uhlíku, začne se vylučovat jako cementit. Tento cementit se vylučuje zároveň s feritem ve strukturní směsi s typicky lamelární morfologií, která se nazývá perlit. Za rovnovážných podmínek ochlazování probíhá tato eutektoidní přeměna v eutektoidním bodě určeném eutektoidní koncentrací 0,77 hmot. % C a teplotou 727 °C. Při přeměně jsou v rovnováze 3 fáze (austenit, ferit, cementit), proto je dle výše zmíněné rovnice počet stupňů volnosti roven 0 a tím pádem probíhá v ideálních podmínkách přeměna při konstantní teplotě.

Stejnou eutektoidní přeměnu podstupuje i austenit obsažený v ledeburitu. Při eutektoidní teplotě se i tento austenit mění na perlit a vzniklá strukturní směs se nazývá ledeburit transformovaný.

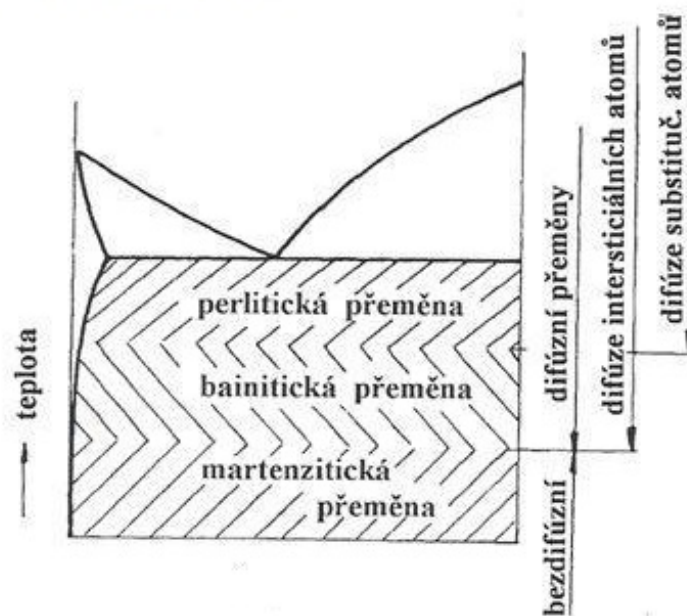
Posledním tuhým roztokem v diagramu je takzvaný δ ferit, nebo také vysokoteplotní ferit. Jedná se o tuhý roztok uhlíku v δ železe s mřížkou kubickou, prostorově středěnou (BCC).

3 Přeměny přechlazeného austenitu

3.1 Typy přeměn přechlazeného austenitu

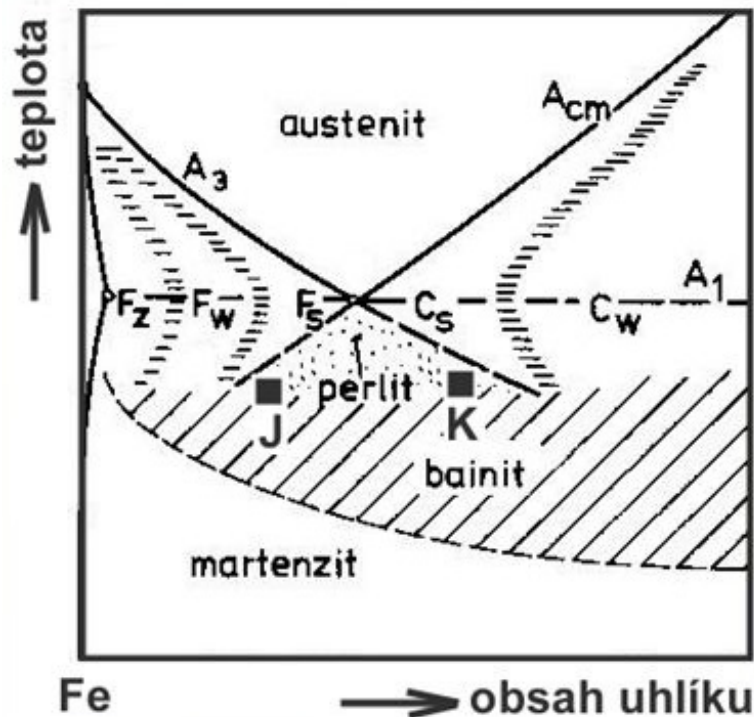
K tomu aby proběhla eutektoidní přeměna austenitu na perlit je nutná difuze atomů železa a uhlíku. Toto je podmíněno především dostatečně vysokou teplotou přeměny, protože difuze je tepelně aktivovaný děj. Pokud tato podmínka není splněna, dochází ke vzniku více, či méně přesycených metastabilních tuhých roztoků uhlíku v železe α .

Atomy uhlíku si díky menším rozměrům uchovávají schopnost difuze při nižších teplotách, než atomy železa. Proto existují dva základní typy přesycených tuhých roztoků. Prvním je Bainit, který vzniká v teplotním intervalu, kde už není možná difuze železa, ale stále probíhá difuze uhlíku. Druhý je martenzit, který vzniká již zcela bezdifuzním způsobem. Schematicky tuto skutečnost zobrazuje obr. 10.



Obrázek 10: Schéma přeměn přechlazeného austenitu

Tento schématický přehled je ovšem ve skutečnosti komplikovanější, jak ukazuje obr. 11 [3].



Obrázek 11: Podrobnější diagram rozpadu přechlazeného austenitu

Zde je patrné, že oblast tvorby perlitu je vymezená prodloužením křivek A_3 a A_{cm} pod eutektoidní teplotu. Stejně tak teplota počátku tvorby martenzitu, takzvaná teplota martenzit start, závisí na obsahu uhlíku.

3.1.1 Proeutektoidní přeměny

Jak je zřejmé z obrázku 11, začíná s výjimkou ocelí eutektoidního složení přeměna austenitu vylučováním takzvaných proeutektoidních fází. U podeutektoidních ocelí (obsah uhlíku je nižší, než je eutektoidní koncentrace) je to ferit a u nadeutektoidních ocelí je to cementit. Obě tyto přeměny mají plně difuzní charakter a jejich průběh má značný vliv na výslednou strukturu a vlastnosti oceli, stejně jako na průběh následných přeměn zbylého austenitu [4].

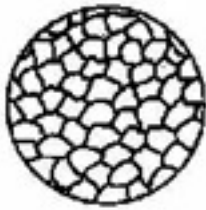
Vylučování nových fází začíná nejčastěji na hranicích austenitického zrna, kde je největší koncentrace poruch mřížky a nečistot a tudíž je to energeticky nejvýhodnější lokace pro nukleaci a růst zárodků nové fáze [4][3]. Jak bude probíhat další růst zárodků a jaká tudíž bude výsledná morfologie, pak závisí na chemickém složení, hrubosti austenitického zrna a velikosti přechlazení.

3.1.2 Morfologie proeutektoidních fází

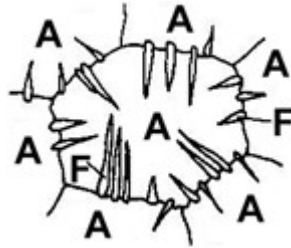
Ve slitinách s hmotnostním podílem uhlíku do 0,02 % austenit transformuje na polyedrický ferit. Při větším přechlazení vzniká takzvaný acikulární ferit s jehlicovitou morfologií, který vykazuje lepší pevnostní charakteristiky [4][13].

Při kombinaci hrubého austenitického zrna a většího přechlazení vzniká struktura zvaná Widmannstättenovy desky. Na obrázku 11 její nejpravděpodobnější výskyt zobrazuje oblast označená Fw , respektive Cw, pro struktury tvořené feritem, respektive cementitem. Jemné původní austenitické zrno tuto oblast zužuje. Na výbrusu tato struktura obvykle vypadá, jako jehlice zasahující z hranic zrna do jeho vnitřku. Tato struktura vytváří výrazné strukturní vruby a tím značně zhoršuje vrubovou houževnatost. Nejčastěji se vyskytuje u odlitků ve stavu po odlití (hrubé primární zrno), nebo v tepelné ovlivněné oblasti svaru (vyšší rychlost ochlazování, zhrublé zrno). Lze ji odstranit normalizačním žiháním [4].

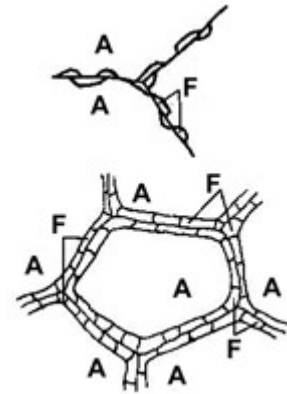
Při pomalejším ochlazování převládá směr růstu podél hranic austenitického zrna. Vznikají čočkovité, alotriomorfní útvary. Jednotlivá zrna feritu, popřípadě cementitu, se snadno spojují a vzniká tak síťová podél hranic zrn, jehož tloušťka klesá s teplotou přeměny.



Obrázek 12: Polyedrická zrna feritu



Obrázek 13: Widmannstättenova struktura



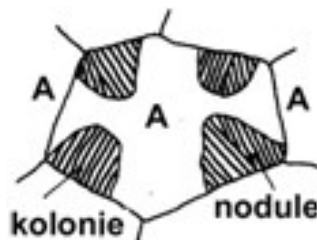
Obrázek 14: Alotriomorfní útvary a síťová na hranicích zrna

Při vylučování proeutektoidních fází dochází ke změně koncentrace uhlíku ve zbylém austenitu směrem k eutektoidní koncentraci. Po jejím dosažení prodělá zbytek austenitu perlitickou přeměnu.

3.1.3 Perlitická přeměna

3.1.3.a Mechanismus perlitické přeměny

Jedná se o plně difúzní, teplotně aktivovanou přeměnu, při které je zachována pohyblivost jak uhlíku, tak železa. Podle dřívějších modelů docházelo při perlitické přeměně nejprve k tvorbě zárodků vedoucí fáze. Tou byla ta fáze, vůči které byl roztok více v nerovnováze (přesycen). Díky difuzi pak v okolí zárodku vzniklo místo vhodné pro vznik zárodků druhé fáze a takto paralelně pak vznikla celá perlitická kolonie [3]. Termínem perlitická kolonie se rozumí perlitický útvar, který má všechny lamely rovnoběžné. Existuje ještě termín perlitická nodule, což je souvislá perlitická plocha, obsahující několika kolonií.



Obrázek 15: Terminologie perlitických útvarů

Novější výzkumy ukázaly, že všechny feritické zárodky v jedné perlitické kolonii spolu souvisí a tvoří jednu částici vyrůstající z jednoho zárodku. Ke vzniku celé kolonie pak stačí dva zárodky, jeden feritu a jeden cementitu. Ty nejprve rostou odděleně. Jejich růst však vyžaduje difuzi uhlíku na velkou vzdálenost. Proto dojde k rozvětvení a prorůstání obou zárodků, čímž se zkrátí difuzní dráhy a zrychlí růst. Jakmile se tato nová forma růstu objeví, velmi rychle se rozroste a zatlačí původní růstovou formu [4].

Kinetická křivka přeměny vykazuje inkubační dobu. Její délka závisí na teplotě a následuje po ní rychlý růst. Při vhodném režimu tepelného zpracování může perlitická přeměna proběhnout až do konce a nezbyde po ní ve struktuře žádný austenit.

3.1.3.b Morfologie perlitu

Teoreticky čím jsou lamely perlitu štíhlejší, tím kratší jsou difuzní dráhy a tím je větší rychlost růstu. Se zužováním lamel ovšem roste povrch zárodku a tím také jeho povrchová energie, která snižuje hnací energii přeměny. Tuto hnací energii tvoří rozdíl Gibbsovy energie (volné entalpie) mezi austenitem a novou fází za dané teploty [1]. Se snižující se teplotou přeměny tento rozdíl roste. Proto při větší rychlosti ochlazování (při větším přechlazení) hnací energie přeměny roste, a to umožňuje vytvořit větší povrch s menší tloušťkou lamel. Tloušťku lamel posuzujeme pomocí mezilamelární vzdálenosti, která je definovaná jako tloušťka dvou sousedících lamel feritu a cementitu. Na výbrusu se tato tloušťka liší podle sklonu roviny výbrusu vůči rovině perlitické nodule. Ze změřené mezilamelární vzdálenosti lze určit skutečnou mezilamelární vzdálenost [4]. Se snižující se skutečnou mezilamelární vzdáleností rostou pevnostní charakteristiky perlitu a mírně klesají deformační vlastnosti. Proto perlit orientačně rozdělujeme na hrubý perlit a jemný perlit.

3.1.4 Bainitická přeměna

3.1.4.a Mechanismus bainitické přeměny

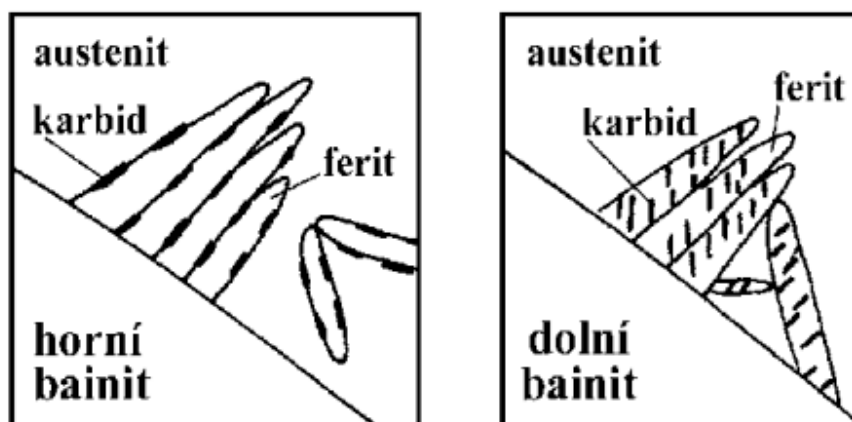
Podle dřívějších představ začínala bainitická přeměna difuzí uhlíku. Tím se vytvořily oblasti ochuzené o uhlík, což vedlo k místnímu zvýšení teploty martenzit start natolik, že došlo k přeměně austenitu na martenzit. Celý proces tedy startoval difuzí uhlíku [3].

Podle nových výzkumů začíná reakce růstem Widmanstättenových desek feritu, které vytlačují přesycený uhlík do okolního austenitu [4]. Karbidy uhlíku precipitují jak v austenitu, tak v samotném tuhém roztoku α . Protože difuze železa je za těchto teplot prakticky nulová, vzniká ferit z austenitu smykovým způsobem, kdy se atomy vůči sobě posouvají o vzdálenost menší, než je rozměr krystalové mřížky. Výsledkem je struktura složená z karbidických částic a z jehlicovitých zrn přesyceného, dislokacemi zpevněného feritu. Nazývá se bainit podle amerického metalurga Edgara Baina, který ji poprvé popsal.

3.1.4.b Morfologie bainitu

Rozlišujeme takzvaný horní bainit, který vzniká při vyšších teplotách, a dolní bainit, vznikající při teplotách nižších. U horního bainitu vytváří cementit buď drobné částice na povrchu feritických jehlic (u nízkouhlíkové oceli do obsahu 0,3 hmot. % C), nebo cementické laťky střídající se s feritem a někdy i zarostlé uvnitř feritických jehlic (u středněuhlíkových a vysokouhlíkových ocelí). U nelegovaných ocelí navazuje oblast tvorby horního bainitu plynule na perlitickou přeměnu, u legovaných ocelí mohou být obě části odděleny oblastí stabilního austenitu [4].

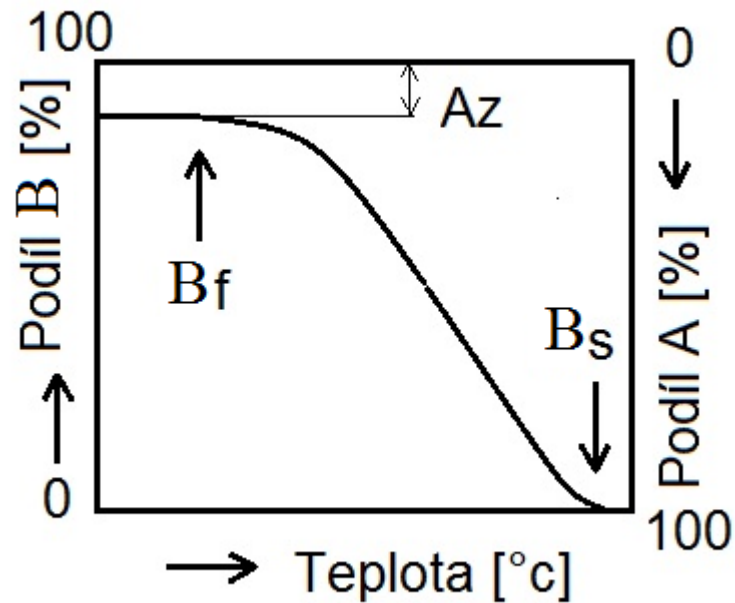
U dolního bainitu jsou karbidy buď ve formě metastabilního hexagonálního ϵ karbidu, nebo ve formě cementitu, uložené jako drobné částice na povrchu feritu se sklonem 60° vůči podélné osy jehlice [4]. Feritické útvary mají ještě výrazněji jehlicovitý tvar. Podobně jako u perlitu, se snižující se teplotou vzrůstá pevnost, tvrdost a houževnatost výsledné struktury a naopak klesají deformační charakteristiky. Bainit tak představuje určitý kompromis mezi perlitem a martenzitem.



Obrázek 16: Morfologie horního a dolního bainitu

3.1.4.c Kinetika bainitické přeměny

Kinetika bainitické přeměny má smíšený charakter. Přeměna začíná inkubační dobou a pokračuje dál růstem zárodků. Na rozdíl od perlitu se však nikdy nepřemění všechny austenit a část jej ve struktuře zůstává jako takzvaný zbytkový austenit – Az [3]. Velikost podílu zbytkového austenitu závisí na teplotě přeměny a chemickém složení slitiny a pro daný typ slitiny ji zobrazuje bainitická křivka.



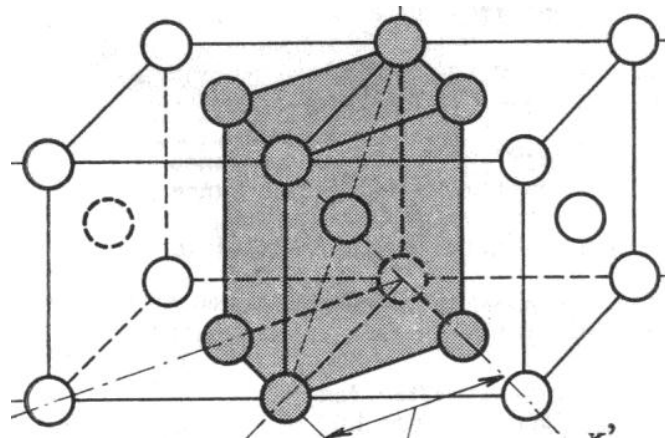
Obrázek 17: Bainitická křivka [3]

Bod Bs vyznačuje počátek bainitické přeměny a Bf je bod, kdy se podíl bainitu již s teplotou nemění. Může ležet i pod teplotou Ms. Účinky tahových napětí urychlují přeměnu a ovlivňují její teplotní interval. Počátek bainitické přeměny pak může ležet i nad teplotou Bs a hovoříme o deformačně indukované bainitické přeměně.

3.1.5 Martenzitická přeměna

3.1.5.a Mechanismus přeměny

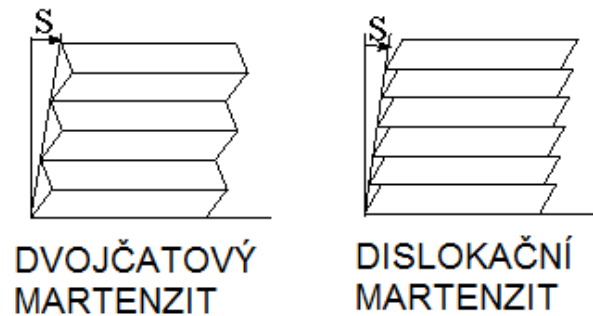
V okamžiku, kdy teplota přeměny klesne natolik, že už není účinná ani difuze uhlíku (obecně intersticiálních atomů), může přeměna austenitu proběhnout pouze smykovým mechanismem. Atomy železa se vůči sobě posunou o vzdálenost menší, než je meziatomová vzdálenost a přeuspořádají se z FCC mřížky železa γ na BCC mřížku železa α . Tato transformace spočívá v homogenním smyku sousedících rovin proti sobě, případně ve změně vzdáleností mezi nimi [1]. Výpočty hnací energie potřebné pro nukleaci zárodka martenzitu ukazují, že homogenní nukleace martenzitu je velice nepravděpodobná [5]. V praxi se tedy zárodky martenzitu tvoří heterogenním mechanismem. Zárodky martenzitu (pojmenovaném po německém metalurgovi Adolfu Martensovi) vznikají na rozhraní s nerozpuštěnými karbidy, nebo jinými přítomnými částicemi. Ke svému růstu však potřebují mít koherentní, nebo semikoherentní rozhraní s austenitem. Na obrázku 18 je jeden možný model popisující smyk, kterým se z buněk austenitu vytvoří buňka martenzitu.



Obrázek 18: Bainův model smykového mechanismu přeměny austenitu na martenzit [1]

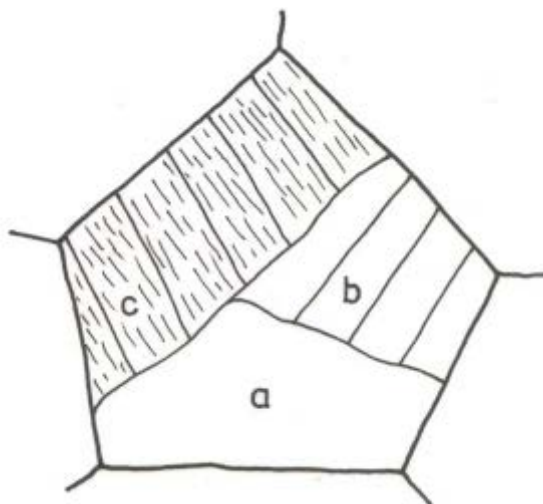
3.1.5.b Morfologie martenzitu

V reálu nastávají při smykové změně mřížky vnitřní pnutí, která se uvolňují deformací. Podle chemického složení se tato deformace uskutečňuje skluzem, pomocí dislokací, nebo tvorbou dvojčat. Rozlišujeme tak dislokační substrukturu martenzitu, která dominuje do zhruba 0,25 hmot. % C a dvojčatovou substrukturu, která je typická pro slitiny s vyšším hmotnostním podílem uhlíku. Útvary martenzitu mají podobu desek (dvojčatový martenzit), nebo jehlic, či latek (dislokační martenzit) [4].



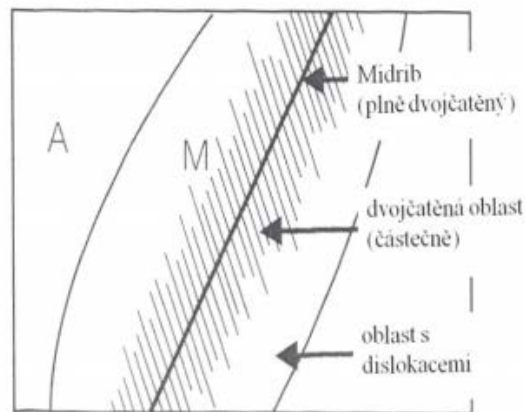
Obrázek 19: Substruktury martenzitu

Laťky martenzitu mají šířku zhruba 0,5 μm a každá takováto jehlice představuje samostatný martenzitický zárodek. O tom svědčí přítomnost tenkého filmu zbytkového austenitu mezi laťkami martenzitu [5]. Větší množství rovnoběžných latek vytváří takzvaný blok. Obvykle vznikne vedle sebe několik bloků, jejichž orientace se od sebe příliš neliší. Tyto bloky vytváří takzvaný paket. V rámci jednoho zrna původního austenitu může vzniknout několik takovýchto paket odlišujících se od sebe výrazně orientací. Na obrázku 20 jsou pakety označeny písmenem **a**, bloky písmenem **b** a jednotlivé jehlice písmenem **c** [5].



Obrázek 20: Morfologie dislokačního, jehlicovitého martenzitu

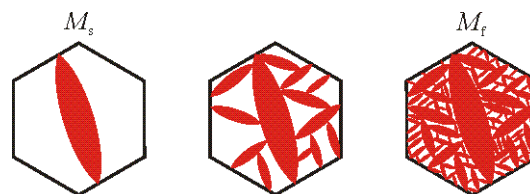
Deskový martenzit má na výbrusu obvykle čočkovitý profil. V jeho středu je někdy zřetelné takzvané středové žebro, neboli midrib [5]. Je tvořené řadou paralelních dvojčat. Deska martenzitu v okolí žebra má také vysokou hustotu dvojčat, která však směrem k okraji desky klesá. Dvojčata jsou zde nahrazována dislokacemi, jak ukazuje obrázek 21. Desky martenzitu rostou přednostně v určitých preferovaných krystalografických rovinách. Proto spolu v rámci jednoho původního austenitického zrna svírají často shodné úhly, nebo jsou spolu paralelní. Tuto strukturu ilustruje schéma růstu martenzitu na obrázku 22.



Obrázek 21: Morfologie desky martenzitu [5]

3.1.5.c Kinetika přeměny

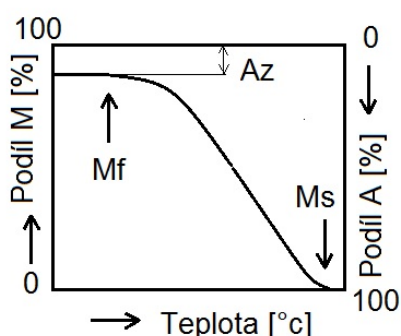
Jakmile je austenit přechlazen pod teplotu Martenzit start – M_s , začnou v něm nukleovat a růst útvary martenzitu. Díky stříhovému mechanismu martenzitické přeměny je rychlost růstu útvarů martenzitu velice vysoká. Dosahuje až rychlosti zvuku v ocelích, tedy několik tisíc metrů za sekundu [4]. U slitin Fe – C má tato přeměna takzvaný atermický charakter [4]. Ten se projevuje tak, že prodleva na určité teplotě pod teplotou M_s nevede k dalšímu zvýšení objemu martenzitu. Zvýšení podílu austenitu přeměněného na martenzit je možné jedině dalším snížením teploty [4]. Tento mechanismus schématicky znázorňuje obrázek 22. Konkrétní podíl vzniklého martenzitu je možné pro danou ocel zjistit z její martenzitické křivky. Viz obrázek 23.



Obrázek 22: Schéma růstu martenzitu

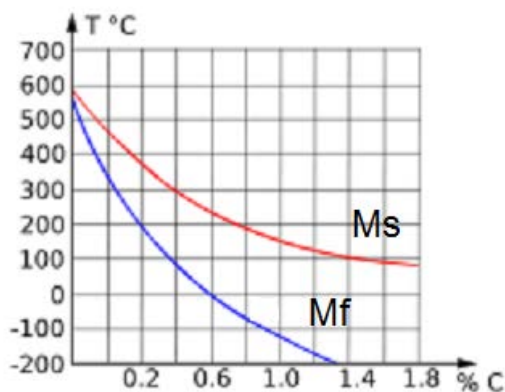
Ve chvíli, kdy je dosaženo určité teploty pod teplotou M_s , dojde prakticky ihned k přeměně odpovídajícího množství austenitu na martenzit [4]. Teplota M_f pak značí přeměnu maximálního množství austenitu. Ani po dosažení nižších teplot už dál přeměna nepokračuje a ve slitině zůstává určitý podíl zbytkového austenitu. Je to způsobeno napěťovým polem, které vzniká kolem martenzitu v důsledku jeho zvětšeného objemu oproti původní fázi a v důsledku nahromadění plastických deformací na rozhraní martenzit-austenit, což vede ke ztrátě koherence a tím k zastavení růstu [3].

U uhlíkových ocelí se podíl zbytkového austenitu obvykle pohybuje mezi 2 až 5% [3]. Podíl zbytkového austenitu se zvyšuje s hrubším austenitickým zrnem a s vyšším obsahem legur. Zbytkový austenit je obvykle nežádoucí fází. Snižuje pevnostní charakteristiky a může dojít k jeho samovolné transformaci v průběhu provozu součásti, která může mít za následek další změnu vlastností, nebo dokonce rozměrů.



Obrázek 23: Martenzitická křivka [3]

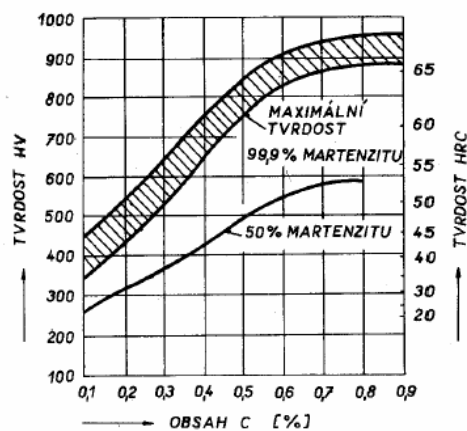
Martenzitická přeměna může proběhnout i nad teplotou M_s , pokud je indukována deformačně, nebo napěťově. Výška teplot M_s a M_f nezávisí na rychlosti ochlazování, určuje ji především chemické složení. Všechny prvky rozpuštěné v austenitu teplotu M_s snižují, výjimkou je kobalt a hliník [4]. To samé platí i pro teplotu M_f , která však na změnu chemického složení reaguje ještě citlivěji. Naopak hrubé austenitické zrna teplotu M_s zvyšuje.



Obrázek 24: Změna teplot M_s a M_f v závislosti na podílu C.

3.1.5.d Vlastnosti martenzitu

Výrazná hustota dislokací, nebo jemných dvojčat, přítomných ve struktuře martenzitu přispívá ke zvýšení jeho pevnosti a snížení plasticity [3]. U uhlíkových ocelí přispívá k nárůstu pevnosti i výrazné přesycení vzniklého martenzitu uhlíkem [1]. Ten díky omezené difuzi zůstává na svém místě, ovšem mnohem menší intersticiální prostory v BCC mřížce jej mohou pojmout jen při výrazné deformaci mřížky. Výška elementární buňky roste a hovoříme o tetragonalitě mřížky, vyjádřené poměrem výšky buňky ke straně základny. Tetragonalita se zvyšuje s rostoucím obsahem uhlíku v martenzitu. Tato deformace mřížky není rovnoměrná, nejvýraznější je v okolí intersticiálního atomu a tato anomálie brzdí pohyb dislokací a tím zvyšuje tvrdost slitiny [1]. Vliv hmotnostního podílu uhlíku rozpuštěného v martenzitu na tvrdost martenzitu ukazuje obrázek 25 [3].



Obrázek 25: Tvrdost martenzitu v závislosti na obsahu C

K těmto zpevněním se přidávají strukturní a tepelná napětí vytvořená v průběhu ochlazování a dohromady způsobují značnou křehkost kalené slitiny. S rostoucím obsahem uhlíku roste tetragonalita, objemové změny při přeměně i podíl dvojčatového martenzitu, jehož schopnost relaxovat napětí plastickou deformací je nižší než u dislokační substruktury [3]. S rostoucím obsahem uhlíku tak vzrůstá nebezpečí vzniku takzvaných kalících mikrotrhlin. Pro odstranění přílišné křehkosti martenzitu a pro snížení podílu zbytkového austenitu proto obvykle po martenzitické přeměně následuje popouštění.

3.2 Transformační diagramy oceli

3.2.1 Tvorba transformačních diagramů

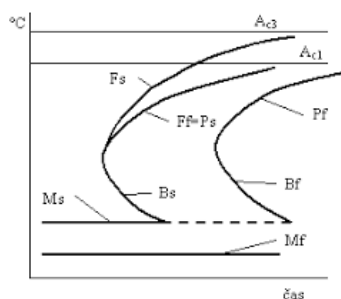
Správná volba teplotního režimu v průběhu tepelného zpracování je nezbytná pro dosažení požadované struktury slitiny. Proto se konstruuje transformační diagramy, které zobrazují časové a teplotní souvislosti jednotlivých přeměn. Každý diagram má platnost po dané chemické složení a vlastnosti austenitu, jakými jsou homogenita austenitu a hrubost austenitického zrna [4].

Data pro tvorbu diagramů získáváme buď experimentálně, měřením kinetických křivek, nebo výpočtem. Tato data představují především body znázorňující počátky a konce jednotlivých typů přeměn. Tyto body vynášíme do souřadnic logaritmus času / teplota. Dohromady tvoří spojitě křivky počátků a konců přeměn. Další údaje v diagramech jsou kritické teploty A_1 , A_3 a A_{cm} , stejně jako teplota počátku martenzitické přeměny M_s , popřípadě i konce martenzitické přeměny M_f . Rozlišujeme dva základní typy tepelných režimů a jim odpovídající dva typy transformačních diagramů.

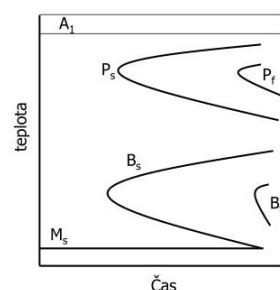
3.2.2 IRA diagram

Prvním je IRA diagram, což je zkratka z *Izotermického Rozpadu Austenitu* [3]. K přeměně austenitu dochází za konstantní teploty. Tento typ tepelného zpracování je méně častý, uplatnění má především u bainitického kalení. Historicky tyto diagramy přispěly k pochopení a studiu fázových přeměn austenitu.

V IRA diagramu mají křivky počátků a konců perlitických a bainitických přeměn podobu takzvaných „C“ křivek. Tento tvar je daný výraznými rozdíly ve stabilitě austenitu v závislosti na teplotě přeměny. Všechny legující prvky rozpuštěné v austenitu (s výjimkou kobaltu a hliníku) zvyšují stabilitu austenitu a posouvají křivky na diagramu doprava směrem k delším časům [3]. U uhlíkových ocelí křivka perlit start (Ps) přechází plynule do křivky bainit start (Bs) a obdobně křivka perlit finiš (Pf) přechází do křivky bainit finiš (Bf). Příměs karbidotvorných prvků rozpuštěných v austenitu tyto dvě oblasti od sebe teplotně oddaluje. Obzvláště u komplexně legovaných ocelí, kde se přítomnost jednotlivých prvků podporuje, dochází k oddělení obou křivek pásmem stabilního austenitu [4].



Obrázek 26: IRA diagram uhlíkové oceli



Obrázek 27: IRA diagram legované oceli

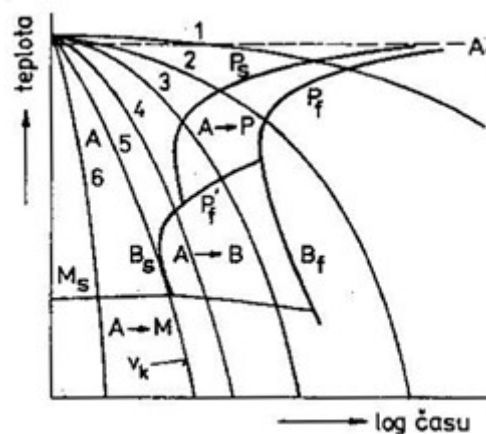
3.2.3 ARA diagram

Druhým typem je ARA diagram, neboli *Anizotermický Rozpad Austenitu* [4]. Přeměna austenitu probíhá při plynulém ochlazování. Tento postup má značné technické uplatnění.

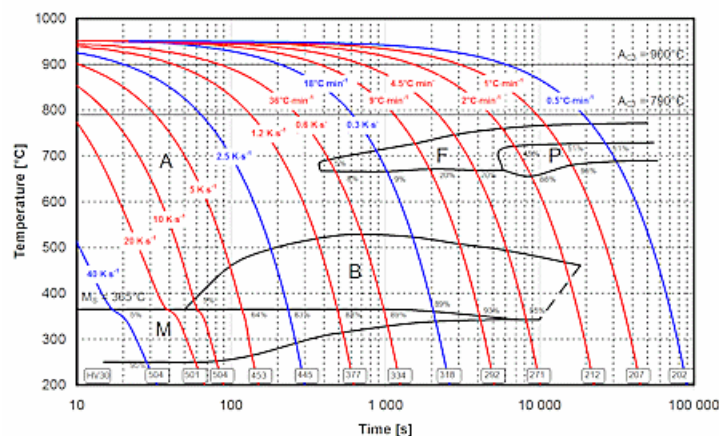
Tvary křivek jsou zde proti diagramu IRA poněkud odlišné. Často jsou v diagramu také sestrojeny ochlazovací křivky, které představují různé rychlosti ochlazování. Na průsečících ochlazovacích křivek s křivkami konce přeměn mohou být čísla uvádějící procentuální zastoupení dané fáze ve výsledné struktuře. Ochlazovací křivky také mohou být doplněny čísly vyjadřujícími tvrdost výsledné struktury.

Z ochlazovacích křivek má velký význam ta, která odpovídá kritické rychlosti ochlazování. Je to nejnižší ochlazovací rychlost, při které vzniká přímo z austenitu martenzit bez předchozí nukleace ostatních fází a je důležitá pro martenzitické kalení. Na obrázku 28 je označena jako v_k . U uhlíkových ocelí může dosahovat hodnot až $1000\text{ }^\circ\text{C/s}$ [1][3].

Obsah dalších prvků rozpuštěných v austenitu má na polohu a tvar křivek ARA diagramu podobný vliv jako u diagramu IRA. Díky horší tepelné vodivosti legovaných ocelí se křivky s rostoucím podílem legur také posouvají k nižším teplotám.



Obrázek 28: ARA diagram schematicky [6]



Obrázek 29: ARA diagram legované oceli

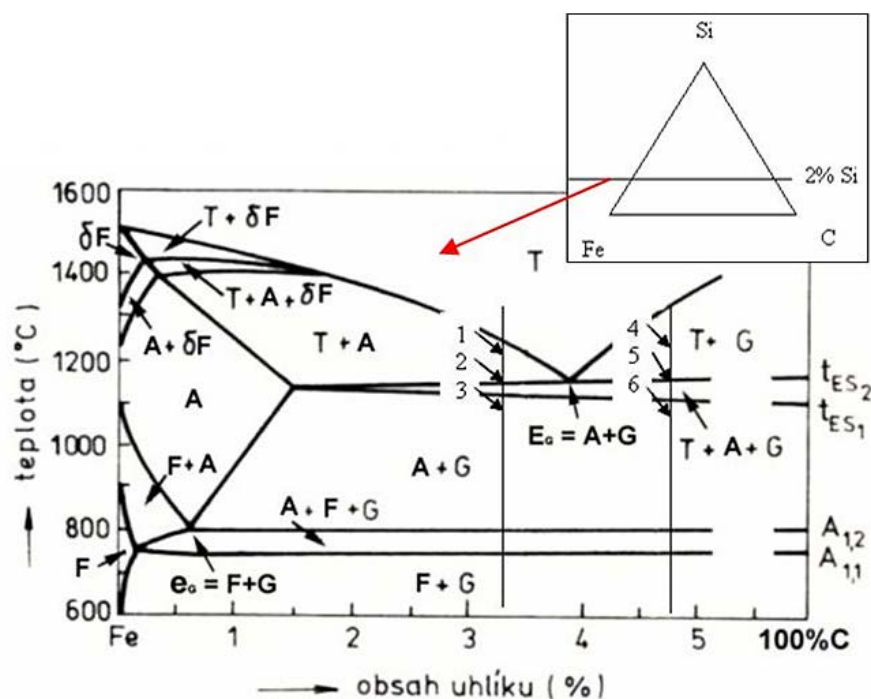
3.3 Rovnovážný diagram stabilní soustavy Fe – C

3.3.1 Podmínky krystalizace ve stabilní soustavě

V tomto diagramu uhlík nekystalizuje jako cementit, ale jako čistý uhlík ve formě grafitu. Obě tyto formy se výrazně liší morfologií i vlastnostmi. O tom, v jaké formě bude uhlík ve slitině krystalizovat, rozhoduje především rychlost ochlazování slitiny. Krystalizace grafitu obvykle vyžaduje pomalé ochlazování slitiny. Přísady některých prvků krystalizaci grafitu usnadňují. Tyto prvky se souhrnně nazývají grafitotvorné a jedním z nich je například křemík.

3.3.2 Tvar diagramu

Aby měl křemík dostatečný vliv na krystalizaci uhlíku, musí být jeho hmotnostní podíl ve slitině nejméně 2 %. Tento podíl je již natolik významný, že nejde postihnout v rámci binárního diagramu Fe – C. Vzniká tak pseudobinární diagram Fe – C, který je řez ternárním diagramem Fe – C – Si. Tomu odpovídají změny v rovnovážném diagramu stabilní soustavy. Pseudobinární diagram je znázorněn na obrázku 30.



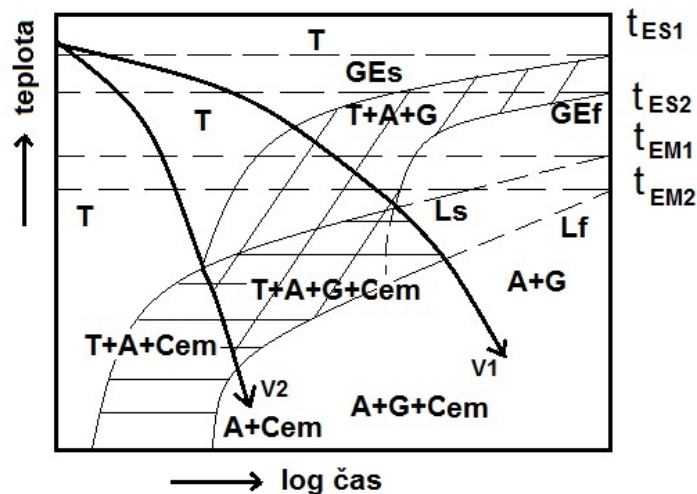
Obrázek 30: Pseudobinární diagram Fe - C – Si

Přidáním křemíku došlo v diagramu v souladu s Gibbsovým zákonem fází k vytvoření teplotních intervalů eutektické a eutektoidní reakce. Zmenšila se také oblast austenitu a všeobecně se pozice bodů a křivek diagramu posunula k vyšším teplotám a nižším koncentracím uhlíku.

3.3.3 Eutektická přeměna litin

Je zřejmé, že nejvíce jsou typem krystalizace uhlíku ovlivněny slitiny železa a uhlíku, které při svém ochlazování podstupují eutektickou přeměnu. Tyto slitiny se obecně nazývají litinami a dělí se na bílé litiny, které obsahují cementit a na grafitické litiny s podílem grafitu.

Základní parametry ovlivňující typ krystalizace uhlíku je možné zobrazit na diagramu anizotermické krystalizace eutektické litiny. Výsledná struktura závisí na rychlosti ochlazování a na vzájemné poloze a velikosti teplotních intervalů tvorby stabilního a metastabilního eutektika. Tento diagram je znázorněn na obrázku 31.



Obrázek 31: Diagram anizotermické krystalizace eutektické litiny

Teploty T_{ES1} , T_{ES2} představují interval tvorby stabilního, grafitického eutektika. Křivka GEs ukazuje počátek tvorby grafitického eutektika a GEF zobrazuje konec tvorby grafitického eutektika. Teploty T_{EM1} , T_{EM2} a křivky Ls a Lf ohraničují oblast tvorby metastabilního eutektika. Je patrné, že interval tvorby stabilního eutektika reaguje na zvýšenou ochlazovací rychlost citlivěji. Ochlazovací rychlosti V1 a V2 pak dělí plochu diagramu do tří částí. Při rychlosti ochlazování vyšší než V2 krystalizuje z taveniny v eutektické reakci metastabilní ledeburit. Při rychlosti ochlazování nižší než V1 krystalizuje uhlík v podobě grafitického eutektika. Rychlosti v intervalu V1 až V2 vytváří smíšenou strukturu takzvaných makových litin. U těchto litin nejprve část uhlíku krystalizuje jako grafitické eutektikum a po dosažení křivky Ls se zbytek vyloučí jako ledeburit [4].

Podobné mechanismy fungují i u eutektoidní přeměny. Dle rychlosti ochlazování se může austenit přeměnit buď na stabilní, grafitický eutektoid, tvořený feritem a grafitem, nebo na perlit. Při vyšších rychlostech ochlazování může podstoupit bainitickou, nebo martenzitickou přeměnu. Průběh těchto fázových přeměn je u litin ovlivněn dalšími prvky v ještě větší míře, než je tomu u ocelí.

4 Tepelné zpracování slitin železo uhlík

4.1 Vymezení a definice pojmů

Tepelným zpracováním se rozumí využití fázových a strukturních přeměn v tuhém stavu kdy se snažíme řízením vnějších podmínek, především teploty, dosáhnout požadovaných mechanických, technologických a užitných vlastností výrobků, nebo polotovarů.[4] Vedle samotné znalosti fázových přeměn, je pro tepelné zpracování důležité také porozumění konkrétním technologickým možnostem a limitům daného výrobního provozu.

Do tepelného zpracování se zahrnuje i chemicko-tepelné zpracování – CHTZ, jehož podstava spočívá v úpravě chemického složení povrchových vrstev materiálu, obvykle sycením nekovy. Dalším typem tepelného zpracování je tepelně-mechanické zpracování - TMZ, které kombinuje fázové přeměny a plastickou deformaci [4].

Samotné tepelné zpracování lze rozdělit na dvě kategorie.

- Žíhání, které obecně směřuje k získání rovnovážných, stabilních struktur
- Kalení (následované popouštěním), jehož výsledkem je vznik nerovnovážných struktur.

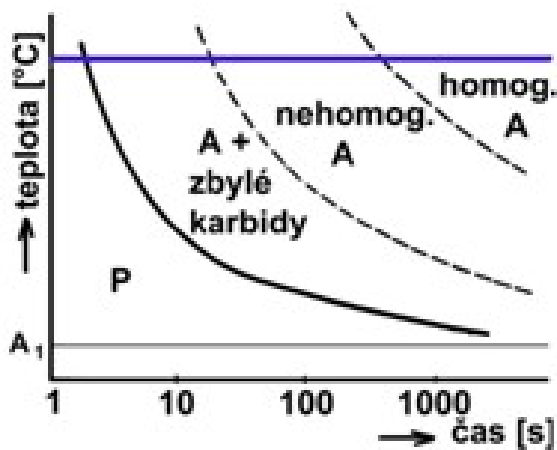
4.2 Žíhání

Žíhání sestává z ohřevu na určitou teplotu, setrvání na této teplotě po předepsanou dobu a následného pomalého ochlazování. Setrvání na vyšších teplotách je poměrně dlouhé, a proto je dobré chránit povrch před oduhličením a vznikem okují užitím ochranných atmosfér, nebo žíháním ve vakuu. Rychlost ochlazování je nejčastěji jako na klidném vzduchu, někdy ještě pomalejší. Rychlejší ochlazování, například proudem vzduchu, nebo vložení do oleje, se užívá jen velmi vzácně. Výsledkem je obvykle homogenní, jemnozrnná struktura s dobrou houževnatostí, tvárností i obrobiteľností. U polymorfních ocelí se dále rozlišuje žíhání bez překrytalizace a žíhání s překrytalizací.

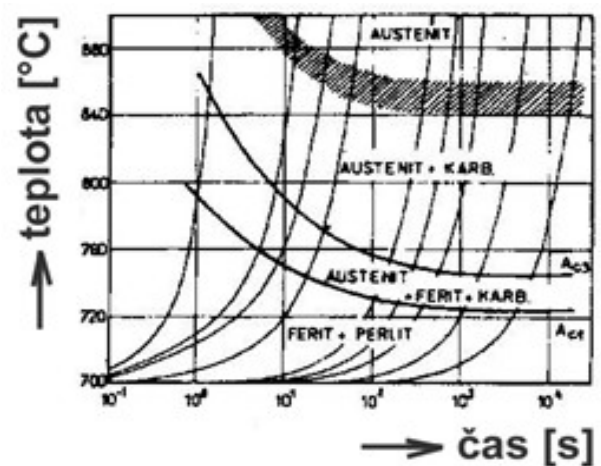
Žíháním bez překrytalizace se rozumí tepelné zpracování, které ovlivňuje strukturu bez významných fázových přeměn. U žíhání s překrytalizací naopak dochází k přeměně původní feriticko-cementitické struktury na austenit, procesem zvaným austenitizace.

4.3 Austenitizace

Pro žhání s překrystalizací a pro kalení je nutné přeměnit původní strukturu slitiny na austenit. Smyslem je získat strukturně a chemicky homogenní materiál vhodný pro následné zpracování. Austenitizace probíhá u podeutektoidních ocelí ohřevem nad teplotu A_3 . U nadeutektoidních ocelí se provádí ohřev nad teplotu A_1 , nebo A_{cm} . Konkrétní výška teploty austenitizace závisí na následném zpracování. Austenitizace je difuzní děj, který se skládá z nukleace zárodků a jejich růstu [4]. Zárodky austenitu vznikají v perlitickém feritu, obvykle na rozhraní s cementitem, nebo na hranici perlitických nodulí. Na jedno zrno perlitu připadá několik zárodku austenitu, proto austenitizací vzniká jemnozrnější struktura [3]. Po ukončení fázová přeměna na austenit, zůstávají v austenitu na místech původních fází cementitu oblasti se zvýšeným obsahem uhlíku. Ten se postupně difuzí rozptýlí rovnoměrně v celém objemu až je dosažena chemická homogenita. Kinetiku těchto pochodů zobrazují izotermické a anizotermické austenitizační diagramy, konstruované v souřadnicích teplota / čas.



Obrázek 32: Izotermický austenitizační diagram [6]

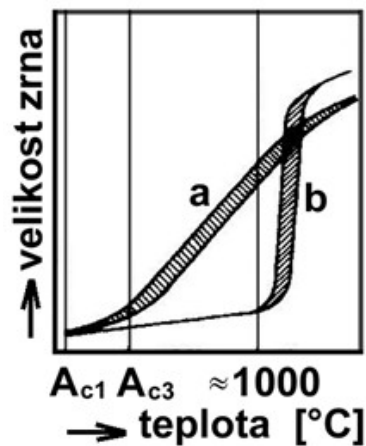


Obrázek 33: Anizotermický austenitizační diagram [6]

4.3.1 Vliv hrubosti austenitického zrna

Důležitým faktorem pro výsledné vlastnosti materiálu je velikost zrna austenitu. Jemnější zrna zlepšuje houževnatost, tažnost, pevnost, mez kluzu, tvrdost, snižuje množství zbytkového austenitu, sklon k deformacím, trhlinám při kalení i velikost vnitřního pnutí. Naopak zhoršuje prokalitelnost (výrazně), obrobitelnost a kovatelnost [4][3].

Velikost zrn austenitu závisí na chemickém složení, stavu výchozí struktury, austenitizační teplotě a délce setrvání na této teplotě. Po skončení fázové přeměny jsou zrna austenitu malá. Při dostačující teplotě a době tato zrna srůstají. Tento růst je poháněn snížením povrchové energie soustavy při zmenšení plochy hranic zrn. Oceli na vzrůstající teplotu austenitizace reagují dvěma způsoby. Oceli dědičně hrubozrnné, které byly při výrobě dezoxidované feromanganem, nebo ferosiliciem, reagují hrubnutím zrna již při malém překročení kritických teplot A_1 popř. A_3 . Na obrázku 34 jsou znázorněny písmenem **a**. Naopak oceli dědičně jemnozrnné, dezoxidované hliníkem titanem, nebo zirkonem, si uchovávají jemné zrna až do teplot okolo 950 – 1000 °C [3]. Na obrázku 34 představuje tyto oceli oblast označená **b**. Odolnost vůči hrubnutí zrna je způsobena precipitací teplotně odolných sloučenin na hranice austenitických zrn.



Obrázek 34: Sklon ocelí k hrubnutí zrna při austenitizaci [6]

4.4 Kalení a popouštění

4.4.1 Definování pojmů

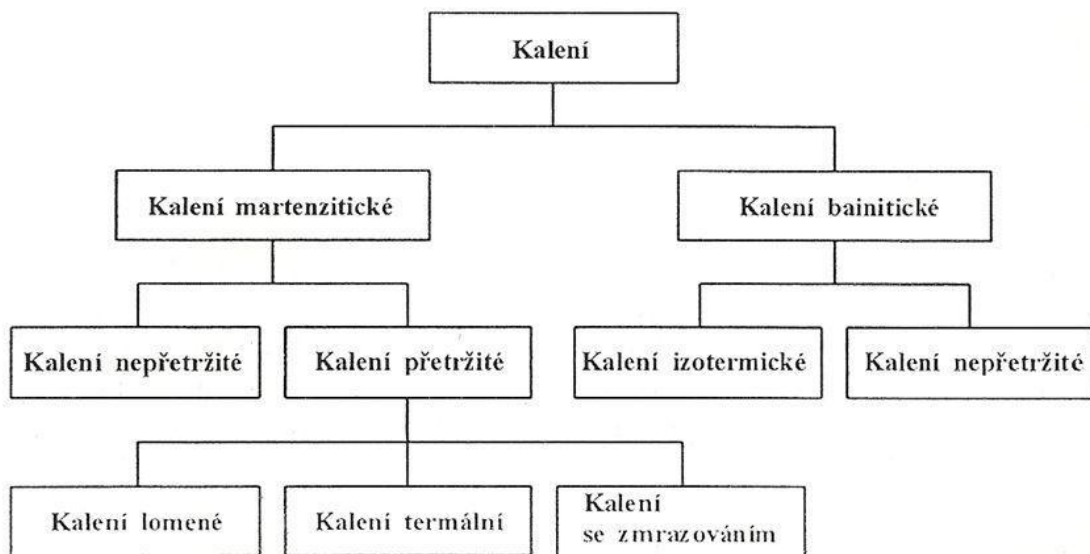
Kalení obecně označuje tepelné zpracování, jehož cílem je vznik nerovnovážné struktury. Příkladem takové struktury je bainit, nebo martenzit. Z toho vyplývá, že tyto procesy jsou možné pouze u polymorfních ocelí.

Popouštěním se naopak rozumí úprava struktury směrem k více rovnovážným fázím pomocí tepelně aktivovaných difuzních pochodů.

Popouštění se zařazuje ideálně bezprostředně po kalení, za účelem odstranění křehkosti martenzitu a pro úpravu vlastností materiálu na požadované hodnoty. Celý proces kalení a popouštění se nazývá zušlechťování a v porovnání se žiháním umožňuje vytvoření oceli, která má při stejných pevnostních charakteristikách lepší tvárnost [3].

4.4.2 Kalení

Byla vyvinuta celá řada způsobu tepelného zpracování vedoucích k nerovnovážným produktům rozpadu přechlazeného austenitu. Nejzákladnější dělení těchto metod je podle skruktury, kterou se snažíme daným zpracováním vytvořit. Přehled základního členění způsobů kalení nabízí diagram na obrázku 35.



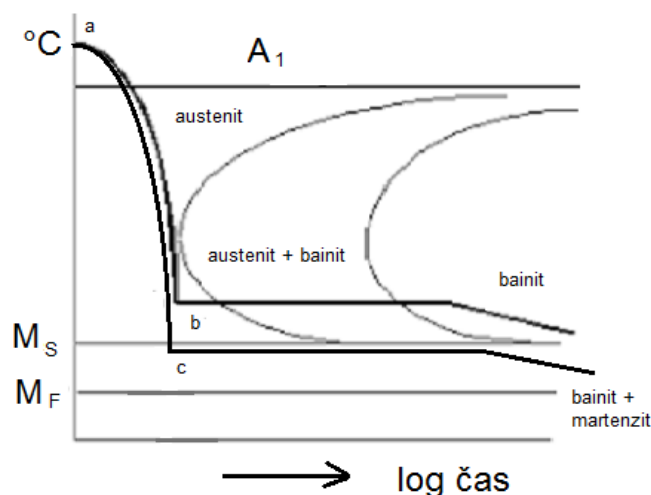
Obrázek 35: Základní přehled a členění typů kalení

4.4.2.a Bainitické kalení

V případě tohoto tepelného zpracování je cílem vytvořit strukturu s významným podílem bainitu. Bainit má nižší pevnostní charakteristiky než martenzit, avšak prakticky u všech uhlíkových (a také u řady legovaných ocelí) existuje v rámci tepelného zpracování určitý teplotní interval, ve kterém bainitická struktura nabízí lepší kombinaci vlastností než struktury popuštěného martenzitu. Je to dáno existencí popouštěcí křehkosti, která může u některých ocelí zhoršovat vlastnosti martenzitických struktur. V takových případech obvykle při stejné pevnosti obou struktur získáme u bainitu vyšší houževnatost [3]. Proto bylo vyvinuto několik postupů tepelného zpracování, které umožňují získat bainitickou strukturu, popřípadě směs martenzitu a bainitu.

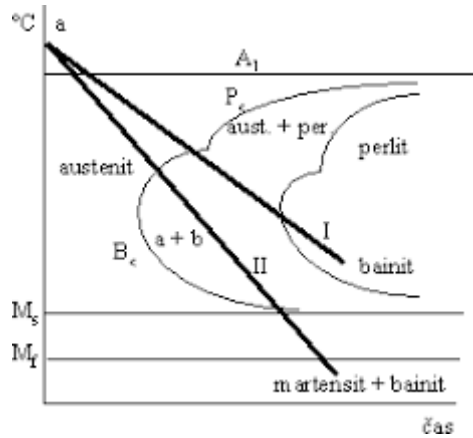
Prvním je takzvané izotermické zušlechťování [4]. Skládá se z austenitizace na kalící teplotě (na obrázku 36 je označena jako teplota **a**), následném ponoření do termální lázně (obvykle roztavené soli) o požadované teplotě přeměny (teplota **b** na obr. 36) a výdrži na ní, dokud neproběhne izotermická přeměna austenitu na bainit. Následuje pomalé ochlazení na vzduchu, které zabrání vzniku tepelných pnutí. Popouštění se už nezařazuje. Může být i nežádoucí vzhledem k případnému rozvoji izotermické složky popouštěcí křehkosti. Proto se tento postup nazývá izotermální zušlechťování a vlastnosti materiálu jsou do značné míry dané vlastnostmi bainitické struktury, kterou určuje zejména teplota přeměny.

Použití tohoto postupu je u uhlíkových ocelí limitované tloušťkou stěny součástky, která by neměla přesáhnout zhruba 5 mm [4]. U uhlíkových ocelí je totiž velice krátká doba stability austenitu v oblasti perlitického nosu, řádově v sekundách. To ve spojení s malým ochlazovacím účinkem solných lázní vede u rozměrnějších výrobků ke vzniku smíšené struktury s podílem perlitu (případně i proeutektoidních fází), která nedosahuje požadovaných vlastností. Největší využití je tedy u nízko a středně legovaných součástí s menšími rozměry a vhodným tvarem IRA diagramu v oblasti bainitické přeměny. Nejčastěji pak u ocelí, které jsou náchylné na rozvoj popouštěcí křehkosti. Variantou izotermického zušlechťování je izotermické kalení [4]. Teplota přeměny leží těsně pod M_S , viz teplota **c** na obr. 36. Vzniká tak směs bainitu, martenzitu a zbytkového austenitu.



Obrázek 36: Izotermické metody bainitického kalení [7]

Druhým způsobem je nepřetržité bainitické kalení [4][7]. Je prováděné plynulým ochlazováním z kalící teploty. Tento postup vyžaduje vhodný tvar ARA diagramu, ve kterém musí mít oblasti bainitu a perlitu od sebe dostatečný odstup. Podle konkrétního tvaru a polohy oblasti přeměny bainitu lze získat buď čistě bainitickou strukturu (křivka I na obr. 37), která se již nepopouští, nebo smíšenou strukturu bainitu a martenzitu (křivka II na obr. 37), kterou je nutno popustit. V tomto případě se z hlediska kombinace pevnosti a houževnatosti jako nejvhodnější ukazuje popuštěná struktura, kde dolní bainit tvoří cca 25% objemu slitiny [4].



Obrázek 37: Nepřetržité bainitické kalení [7]

4.4.3 Martenzitické kalení

Analogicky k bainitickému kalení chceme u martenzitického kalení získat vrstvu materiálu s požadovaným podílem martenzitu. To vyžaduje ochlazování výrobku rychlostí větší, než je kritická rychlost ochlazování, abychom předešli nukleaci ostatních produktů přeměny přechlazeného austenitu. Vzhledem k existenci strukturního, případně i tepelného vnitřního pnutí a k rozdílům v ochlazovací rychlosti v závislosti na hloubce pod povrchem materiálu, je nutné vzít u konkrétního výrobku v potaz jeho velikost, tvar a chemické složení.

4.4.3.a Definování kalitelnosti, zakalitelnosti a prokalitelnosti

Obecně vyjadřuje schopnost slitiny dosáhnout nerovnovážného stavu pojem kalitelnost, který se u ocelí spojuje především s martenzitickým kalením. Obecně se za kalitelné oceli berou ty, které jsou polymorfní a u kterých se obsah uhlíku pohybuje nad 0,2 hmot. %. Míru kalitelnosti pak kvantifikujeme především pomocí dalších dvou termínů.

Prvním je zakalitelnost. Ta vyjadřuje nejvyšší dosažitelnou tvrdost martenzitu. Obrázek 25 ukazuje, že tvrdost martenzitu roste s obsahem uhlíku, který je v něm obsažen. Při vyšším obsahu uhlíku než cca 0.8% už však tvrdost roste jen zvolna a dosahuje maxima zhruba 950 HV/ 66 HRC. Celková tvrdost slitiny je však ovlivněna ostatními fázemi. Ferit, perlit, bainit i zbytkový austenit mají nižší tvrdost, proto se jejich přítomnosti ve struktuře obvykle snažíme vyhnout. Naopak cementit má obdobnou, nebo ještě vyšší tvrdost než martenzit. Proto představuje sekundární cementit přítomný v nadeutektoidních ocelích žádoucí fázi.

Druhým měřítkem kalitelnosti je takzvaná prokalitelnost. Její fyzikální podstatou je závislost rychlosti ochlazování na hloubce pod ochlazovaným povrchem výrobku. Odvod tepla z podpovrchových vrstev závisí na tepelné vodivosti materiálu a teplotním gradientu. Proto s hloubkou pod povrchem klesá rychlost ochlazování a může dosáhnout hodnot nižších, než je kritická rychlost. Pod povrchem tak může vznikat smíšená struktura, v níž podíl martenzitu klesá. Za prokalenou se považuje vrstva, jejíž tvrdost se shoduje s tvrdostí struktury s 50 % podílem martenzitu [3]. Prokalitelnost je hloubka, do které jsme schopni daný materiál prokalit, tzn. dosáhnout této tvrdosti.

4.4.3.b Faktory ovlivňující prokalitelnost

Prokalitelnost je nejvíce ovlivňována legurami. Ty působí na prokalitelnost dvěma mechanismy. Legury obecně zhoršují tepelnou vodivost slitiny, což vede k pomalejšímu odvodu tepla z podpovrchových vrstev a tím ke zhoršování prokalitelnosti. Zároveň však všechny legury s výjimkou kobaltu a hliníku podstatně prodlužují stabilitu austenitu, pokud jsou v něm rozpuštěné. Tím výrazně klesá kritická rychlost, což prokalitelnost zlepšuje. Ve výsledku mají všeobecně oceli s více legurami lepší prokalitelnost [3].

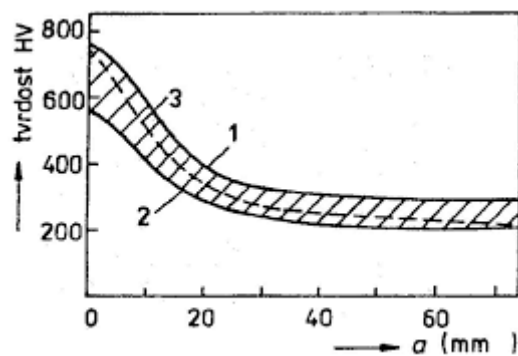
Kritickou rychlost ovlivňuje také hrubost původního austenitického zrna. Jemnější zrno zvyšuje kritickou rychlost díky větší ploše hranic zrn, což je oblast vhodná pro nukleaci zárodků perlitu. Podobný vliv mají různé vměstky, nebo nerozpuštěné karbidy, které představují vhodné místo pro heterogenní nukleaci zárodků rozpadových produktů [4].

Další faktor je velikost výrobku. Větší objem znamená více tepla, které je nutné odvést přes povrch. Povrch přitom roste se druhou mocninou rozměru, zatímco objem narůstá se třetí mocninou rozměru. S rostoucí velikostí se proto prokalitelnost zhoršuje.

Výrazný vliv na prokalitelnost má ochlazovací intenzita zvoleného kalícího prostředí.

4.4.3.c Měření prokalitelnosti

Prokalitelnost má technický význam při určování materiálu vhodného pro zhotovení výrobků, u kterých požadujeme prokalený celý průřez. Zajistíme tím menší úroveň vnitřních, strukturních pnutí a obdobnou reakci na následné popouštění v celém průřezu. Z toho důvodu existují zkoušky prokalitelnosti, jako například Jominiho zkouška, neboli čelní zkouška prokalitelnosti. Jejím výsledkem je křivka prokalitelnosti, která udává změnu tvrdosti s rostoucí hloubkou. Z ní je možné odečíst, jaké hloubce odpovídá tvrdost struktury s 50 % martenzitu. Na obrázku 38 je křivka prokalitelnosti označena číslicí 3. Mezi hraničními křivkami 1 a 2 je takzvaný pás prokalitelnosti, který ohraničuje přípustné tvary křivek daného typu oceli a je způsobený tolerancí obsahu chemických prvků u dané značky oceli.



Obrázek 38: Křivka prokalitelnosti a pás prokalitelnosti [8]

4.4.3.d Vnitřní pnutí:

Vedle studia kalení z hlediska kinetiky, zkoumá materiálová věda také vývoj a úroveň napětí v materiálu při kalení. Důvodem je nebezpečnost zejména tahových napětí, která, pokud překročí mez pevnosti, nebo únavy, mohou iniciovat trhliny. Důležitý je také stav napjatosti. Nebezpečný je víceosý, zejména tříosý, stav napětí, přítomný u objemnějších výrobků, který vede ke zkřehnutí oceli [3].

Podle velikosti objemu, ve kterém vnitřní pnutí vzniká a ve kterém se vyrovnává, lze rozdělit pnutí na tři typy [3]:

1. Pnutí prvního druhu (makropnutí), které působí v podstatě v celém objemu výrobku a jehož orientace souvisí s tvarem výrobku. Při odebrání objemu materiálu dojde ke změně napjatosti, která se může projevit deformací.
2. Pnutí druhého druhu (mikropnutí) má svůj původ v objemech odpovídajících rozměrům zrn materiálu. Je orientované náhodně, bez souvislosti s geometrickým tvarem předmětu. Jeho změna nevyvolá změnu tvaru.
3. Pnutí třetího druhu (submikroskopická pnutí) se týkají objemů odpovídajícím elementárním buňkám.

Podle původu vzniku dělíme pnutí na tepelná a strukturní.

Tepelná pnutí jsou pnutí 1. druhu a vznikají v důsledku nerovnoměrností při ochlazování. Povrch se ochlazuje a smršťuje rychleji než jádro, což vede ke vzniku tahových napětí v povrchu a tlakových v jádře. V pozdějším průběhu ochlazování se začne smršťovat i jádro, ale povrch je již natolik ochlazený, že se zmenšování jádra nestačí přizpůsobovat plastickou deformací. V povrchu vznikají tlaková pnutí a v jádře tahová. Velikost napětí závisí na velikosti teplotního gradientu a na materiálových charakteristikách (tepelná roztažnost, tepelná vodivost a tvárnost) [3].

Strukturní pnutí vznikají v důsledku přeměny austenitu na jiné fáze, které mají menší hustotu a zaujímají větší objem. V teoretickém případě, kdy je struktura tvořená čistě martenzitem, jsou přítomny strukturní napětí pouze 3. druhu, způsobená deformací elementární buňky rozpuštěným uhlíkem. Tato napětí jsou náhodně orientovaná a navzájem se vyruší.

V praxi však takovouto stejnorodou strukturu prakticky nikdy nezískáme. Ve struktuře zůstávají jiné fáze, jako například zbytkový austenit, karbidy, vměstky apod. Tato heterogenita způsobí, že v různých částech objemu jsou objemové změny rozdílné a vznikají tak strukturní pnutí 2. druhu. Jakékoliv heterogenity v původním austenitu přispívají k těmto strukturním napětím [3]. Může jít například o nerozpuštěný cementit, lokálně zvýšený obsah uhlíku v austenitu, oduhličení způsobené pecní atmosférou při ohřevu apod.

Podíl martenzitu a jednotlivých fází se navíc mění v závislosti na tvaru součásti. V jádře může být obsah martenzitu mnohem nižší než na povrchu. Tento rozdíl v objemových změnách mezi povrchem a jádrem vytváří strukturní pnutí 1. druhu, kde povrch je namáhán tlakem a jádro tahem. Velikost tohoto napětí je dána gradientem podílu martenzitu a souvisí s prokalitelností oceli [3].

Strukturní i teplotní pnutí působí při kalení kombinovaně. U materiálů s dostatečnou tvárností může dojít k jejich poklesu přeměnou na plastickou deformaci. Jinak může dojít v místech

koncentrace napětí k překročení kritických hodnot napětí a vzniku trhlin [3]. Tyto kalící trhliny mohou snadněji vznikat v místech, kde vznikají mikrotrhliny v důsledku dopadu rostoucích martenzitických útvarů na hranice zrn, nebo na jiný útvar martenzitu. Na vznik mikrotrhlin je náchylnější dvojčatový, deskový martenzit.

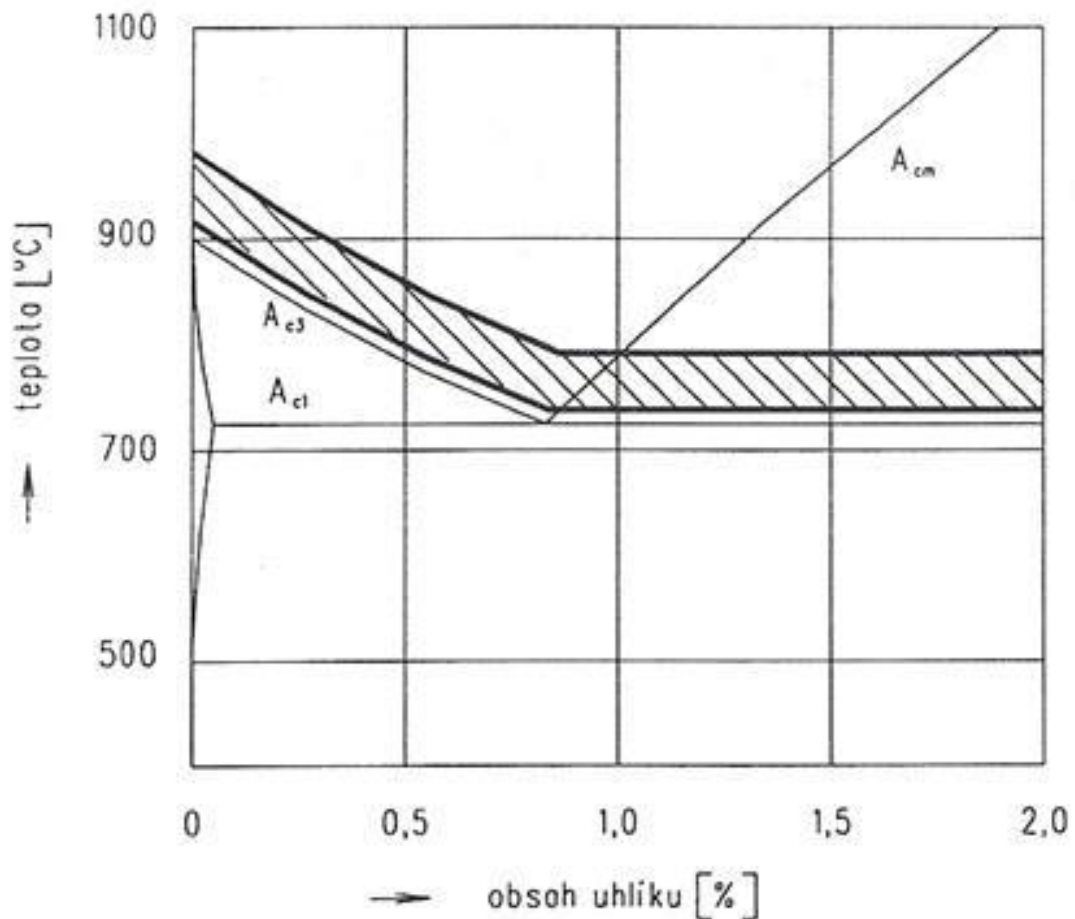
Základní vlivy na vznik vnitřních pnutí jsou tedy dány:

1. Druhem a vlastnostmi oceli, kde k větším pnutím přispívá horší prokalitelnost, menší tepelná vodivost, hrubší původní austenitické zrno a menší tvárnost.
2. Kvalitou austenitizace. Strukturní i chemická heterogenita austenitu zvyšuje vnitřní pnutí.
3. Podmínkami kalení. Vyšší rozdíl teplot mezi výrobkem a kalícím prostředím, stejně jako vyšší ochlazovací intenzita kalícího prostředí zvyšuje vnitřní pnutí.
4. Velikostí a tvarem kaleného výrobku. Z hlediska tvaru výrobku je důležité se vyhnout koncentrátorům napětí, jako jsou rohy a technologické zápichy, nebo přílišné rozdíly v tloušťce stěn výrobku. Větší rozměry výrobku obecně vedou k většímu tepelnému i strukturnímu pnutí.

4.4.4 Volba kalících parametrů

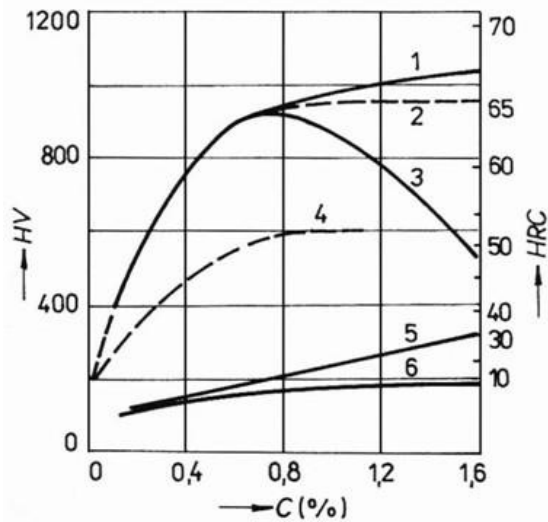
4.4.4.a Kalící teplota

Na základě znalostí mechanismů ovlivňujících zakalitelnost jsou stanoveny obecné zásady volby kalící teploty. U podeutektoidních ocelí volíme kalící teplotu nad křivkou A_3 , aby ve struktuře nezůstal nepřeměněný ferit, který by snižoval pevnostní charakteristiky výsledné oceli [8]. U nadeutektoidních ocelí volíme kalící teplotu nad A_1 . Zachováme tím ve struktuře většinu sekundárního cementitu, což vede k tomu, že hmotnostní podíl uhlíku rozpuštěného v austenitu je blízko eutektoidní hodnoty. Vyšší podíl rozpuštěného uhlíku by vedl k dalšímu snížení teplot M_s a M_f a tedy nárůstu podílu zbytkového austenitu ve slitině, čehož se chceme vyvarovat. Pro zachování jemnozrnné struktury austenitu, která příhodně ovlivňuje mechanické vlastnosti, se kalící teplota volí v intervalu 50 až 80 °C nad těmito křivkami [8].



Obrázek 39: Interval kalících teplot

Obrázek 40 dále shrnuje vliv volby kalící teploty na dosaženou tvrdost u nadeutektoidních ocelí a pro porovnání udává tvrdost po žihání naměkko a normalizačním žihání.



- 1 - Maximální tvrdost martenzitu. (100% martenzitu ve struktuře)
- 2 - Tvrdost nadeutektoidní oceli při kalení z teplot nad A1.
- 3 - Tvrdost nadeutektoidní oceli při kalení z teplot nad Am.
- 4 - Tvrdost odpovídající 50% martenzitu ve struktuře.
- 5 - Tvrdost po normalizačním žihání.
- 6 - Tvrdost po žihání naměkko.

Obrázek 40: Vliv výšky kalící teploty na tvrdost nadeutektoidních ocelí [8]

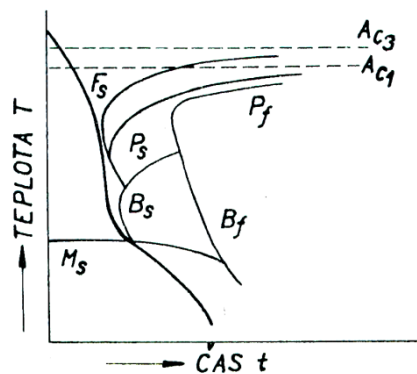
4.4.4.b Kalící prostředí

Úkolem kalícího prostředí je ochladit kalený výrobek nadkritickou ochlazovací rychlostí tak, abychom získali strukturu odpovídající požadavkům. Z hlediska kalení jsou u kalícího prostředí důležité zejména následující dvě charakteristiky.

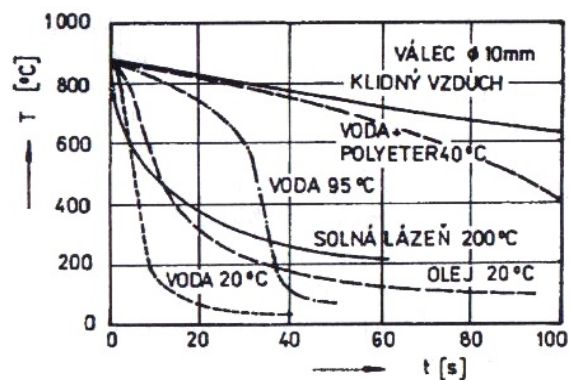
První charakteristikou je ochlazovací intenzita daného prostředí. Vyšší intenzita zlepšuje prokalitelnost a zvětšuje prokalený průměr. Na druhou stranu zvětšuje teplotní pnutí díky většímu rozdílu teplot mezi povrchem a jádrem.

Druhou charakteristikou je závislost ochlazovací intenzity na teplotě kaleného předmětu. Abychom se vyhnuli nukleaci perlitu, je vzhledem k tvaru IRA diagramu ideální takový průběh ochlazování, při kterém má kalící prostředí největší ochlazovací účinek v intervalu 600 až 650 °C, tedy v teplotním intervalu perlitického nosu. Austenitická struktura dovede díky své vysoké plasticitě při této teplotě snížit tepelná pnutí pomocí plastické deformace. Naopak v teplotním intervalu přeměny na martenzit, tedy cca 250 až 350 °C, by měla být rychlost ochlazování co nejnižší, abychom se vyhnuli tvorbě přílišných tepelných pnutí v martenzitu [3][9].

Tyto dvě charakteristiky jsou dány kombinací fyzikálních vlastností kalícího prostředí. Především se jedná o tepelnou vodivost, měrnou tepelnou kapacitu, měrné výparné teplo a viskozitu.



Obrázek 41: Ideální křivka ochlazování [6]



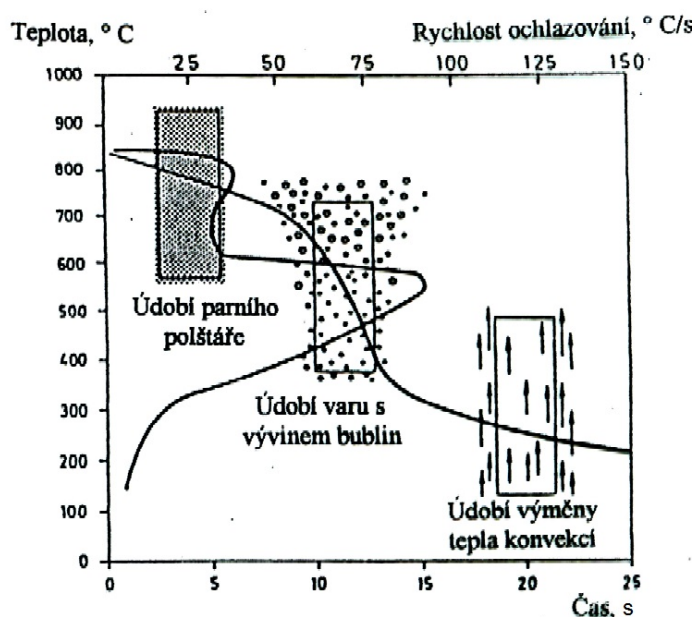
Obrázek 42: Ochlazovací křivky povrchu ocelového vzorku v různých prostředích [4]

4.4.4.c Kalící prostředí vhodné pro kalení uhlíkové oceli

Uhlíkové oceli mají (díky malé inkubační době perlitické přeměny) vysokou kritickou rychlost martenzitické přeměny. Z toho důvodu potřebujeme kalící prostředí s velkou ochlazovací intenzitou. Podmínku splňuje v zásadě pouze voda a její roztoky, popřípadě u drobných výrobků olej. Fyzikální podstatou vysoké ochlazovací intenzity těchto prostředí je využití výparného tepla přeměnou části objemu kalící kapaliny na plyn [9].

4.4.4.d Průběh ochlazovací intenzity při kalení vodou

V průběhu ochlazování vodou i olejem lze rozlišit tři fáze [9]. Na počátku ochlazování se kolem ponořeného výrobku vytvoří celistvý polštář par, který jej izoluje od kalící kapaliny, odvod tepla probíhá pouze sáláním a ochlazovací rychlost je proto nízká. Po dostatečném poklesu teploty povrchu výrobku dojde k narušení celistvosti parního polštáře, ke kontaktu povrchu s kalící kapalinou, intenzivnímu varu, rychlému odvádění bublin a promíchávání objemu kalící kapaliny. Ochlazovací rychlost je nejvyšší. S poklesem povrchové teploty pod bod varu kapaliny ustává odvod tepla pomocí odpařování, teplo se odvádí pouze konvekcí a rychlost ochlazování klesá [9].



Obrázek 43: Teplotní závislost rychlosti ochlazování u vody a oleje

U vody dochází k nejrychlejšímu ochlazování v oblasti perlitické přeměny, což umožňuje kalit vodou i rozměrné výrobky z uhlíkových ocelí. Bohužel i v oblasti teploty Ms si voda stále uchovává poměrně vysokou ochlazovací intenzitu, což vede ke vzniku značných tepelných pnutí. Nevýhodou vody jako kalícího prostředí je také pokles prokalitelnosti při použití vodní lázně s vyšší počáteční teplotou. Rychlost ochlazování v oblasti martenzitické přeměny a tím pádem úroveň vnitřních tepelných pnutí přitom zůstává stejná. Proto se nepovažuje za vhodné kalit do vody o teplotě vyšší než 30 až 40 °C [4]. Ochlazovací účinek vody také nepříznivě ovlivňují plyny v ní rozpuštěné, které přispívají k tvorbě parního polštáře, nebo suspenze jemných částic, která může ulpívat na povrchu kaleného výrobku a vytvářet jakousi izolační vrstvičku.

Olej má charakter ochlazovacího účinku podobný vodě. Ochlazovací intenzita je však 3 až 4 krát nižší při teplotách 600 až 650 °C a téměř 10 krát nižší při teplotě přeměny martenzitu [4]. Jeho prokalitelnost je proto menší než u vody a můžeme jej využít jen na malé výrobky. Je však také podstatně snížena úroveň vnitřních tepelných pnutí. Dnes se pro kalení používají převážně minerální oleje.

4.4.5 Způsoby martenzitického kalení

4.4.5.a Nepřetržité kalení

Výše uvedené úvahy a údaje vedly k vytvoření několika hlavních způsobů kalení na martenzit. Historicky nejstarší a technologicky nejjednodušší je nepřetržité kalení. Provádí se plynulým ochlazením v jednom kalícím prostředí. U uhlíkových ocelí se jedná obvykle o kalení do vody. V případě drobných, nebo tenkostěnných výrobků je možné zvážit i kalení do oleje. Výhodami tohoto způsobu je technologická jednoduchost. Nevýhodou je velké tepelné napětí mezi povrchem a jádrem výrobku v průběhu martenzitické přeměny, velký rozdíl mezi teplotou předmětu a lázně a to, že objemové změny související se změnou teploty i se změnou fáze probíhají současně. Proto kalení tímto způsobem do vody vede ke vzniku značných vnitřních pnutí.

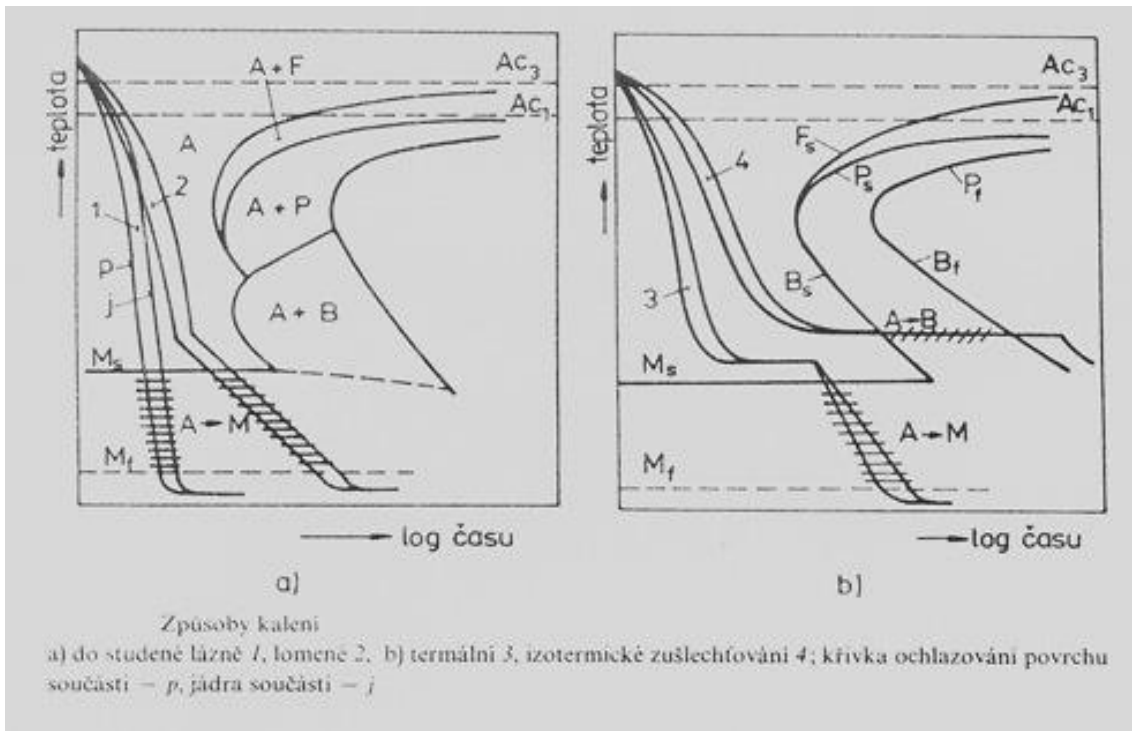
4.4.5.b Kalení přetržité

Z důvodů popsaných nevýhod nepřetržitého kalení byly vyvinuty metody přerušovaného kalení, které různými způsoby snižují vnitřní pnutí a tím rozšiřují použitelnost kalení na tvarově složitější výrobky.

Jednou z možností je použití lomeného kalení. Výrobek je nejprve ochlazován v prostředí s vyšší ochlazovací intenzitou, čímž se potlačí perlitická a bainitická přeměna. Před dosažením teploty M_s se výrobek vystaví působení kalícího prostředí s nižší ochlazovací intenzitou, takže v průběhu martenzitické přeměny nedojde k tak výraznému teplotnímu rozdílu mezi povrchem a jádrem výrobku, čímž se sníží úroveň vnitřních pnutí. Prvním kalícím prostředím může být voda a druhým olej, nebo lze využít vodní mlhy, u kterých lze změnou rychlosti proudění a poměru vody řídit ochlazovací intenzitu v širokém intervalu. Nevýhodou tohoto způsobu je obtížnost načasování změny kalícího prostředí a jeho dodržování pro celou sérii výrobků [4][3].

Další variantou je termální kalení. Provádí se ponorem do termální lázně o teplotě nad teplotou M_s . Zde dojde k vyrovnání teplot povrchu a jádra a odstraní se vnitřní tepelná pnutí provázející ochlazení z kalící teploty. Následuje dochlazení na vzduchu. Teplotní rozdíly v průběhu martenzitické přeměny jsou malé a tím jsou snížena i vnitřní pnutí. Podmínkou je dostatečná stabilita austenitu na teplotě termální lázně, aby došlo k vyrovnání teplot ve výrobku před nukleací bainitu. ARA diagram oceli tedy musí mít vhodný tvar. Použití termálního kalení je v případě uhlíkových ocelí limitováno na tenkostěnné výrobky, protože ochlazovací intenzita termální lázně (olej, roztavené soli) je příliš malá [4].

Doplňkem k těmto metodám je kalení se zamrazováním. Bezprostředně po ochlazení na pokojovou teplotu se výrobek umístí do prostředí o teplotě nižší, než je teplota M_f . Smyslem je docílit přeměny co největší části austenitu na martenzit a zmenšit tak podíl zbytkového austenitu ve struktuře. Prodleva na teplotě zmrazování se volí jen taková, jaká je potřeba k ochlazení celého profilu výrobku.



Obrázek 44: Teplotní režimy různých způsobů kalení [4]

4.4.6 Popouštění

Po zakalení zůstává ve výrobku vnitřní pnutí. To může dosahovat až 40% hodnot meze pevnosti, čímž výrazně snižuje přípustné zatížení výrobku vnější silou. Problémem je také zbytkový austenit, který se může při provozu samovolně rozpadat na fáze s větším objemem, což zvyšuje strukturní vnitřní pnutí a může mít za následek změnu vlastností, rozměrů i tvaru výrobku [3][4]. Oba tyto problémy adresuje popouštění, které nám navíc umožňuje poměrně přesně nastavit mechanické vlastnosti výrobku.

Popouštění se provádí ohřevem na popouštěcí teplotu, prodlevou na ní a následným pomalým ochlazením. Podstatou popouštění je difúzní rozpad martenzitu, precipitace karbidických fází, přeměna zbytkového austenitu a zotavení a relaxace základní struktury tvořené feritem. Teplotní interval popouštění sahá od cca 80 °C až k 700 °C a lze v něm podle převážně působících pochodů rozlišit 4 stadia.

4.4.6.a Stádia popouštění

První je v intervalu 80 až 200 °C a probíhá v něm pokles obsahu uhlíku v martenzitu provázený zmenšením jeho tetragonality a precipitací nerovnovážného ϵ karbidu s hexagonální krystalovou mřížkou. Popouštěný martenzit se také nazývá kubický. Při tomto procesu dochází k menšímu poklesu vnitřních pnutí a k malému snížení pevnosti a tvrdosti [10].

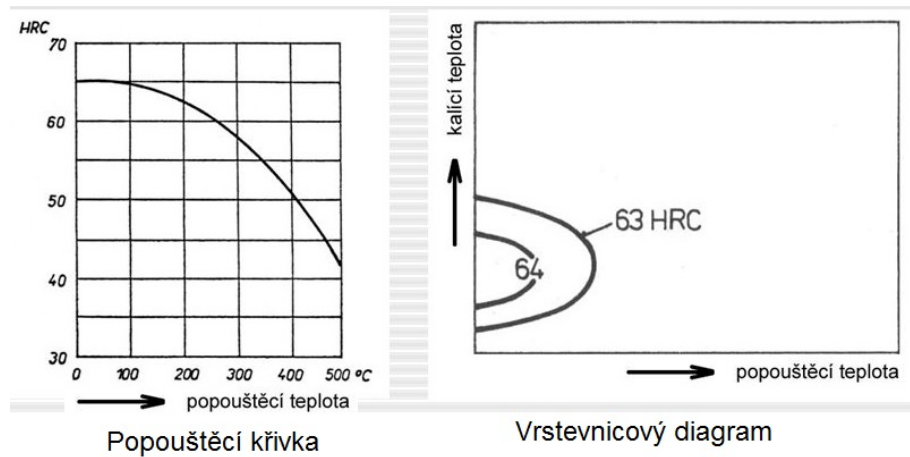
Druhé stádium je v rozmezí 200 až 300 °C. Vedle pokračujících procesů z prvního stádia se zde přidává rozpad zbytkového austenitu na jehlicovitou strukturu bainitického typu, která se podobá martenzitu popouštěnému na dané teplotě a vzniká stejným mechanismem, jaký se uplatňuje u bainitické přeměny. Nová struktura má větší tvrdost než austenit, podle množství zbytkového austenitu tak může celková tvrdost struktury vzrůst [10].

Třetí stádium je zhruba mezi 300 a 500 °C. Už v průběhu předchozího stádia se začala měnit povaha karbidických částic. Z nerovnovážného ϵ karbidu vzniká cementit, který má nejprve tyčinkovou morfologii a nad 400 °C se mění na globulární cementit. Martenzit pozbyl většinu uhlíku a vytváří matici jemného jehlicovitého feritu s vysokou hustotou dislokací, ve které jsou dispergovány drobné sférické útvary cementitu. Tato struktura se nazývá sorbit. Vedle těchto pochodů dochází k vyrelaxování vnitřních pnutí pomocí plastické deformace. Z hlediska vlastností pokračuje pokles pevnostních charakteristik při nárůstu houževnatosti a deformačních vlastností [10].

Čtvrté stádium nastává při teplotách nad 500 °C. Dochází při něm k zotavení dislokační a dvojčatové substruktury jehlicovitého feritu. Při teplotách nad 600 °C dochází k rekrytalizaci jehlicového feritu na polyedrický. Zároveň dochází ke srůstání a hrubnutí cementitu i feritu. U uhlíkových ocelí dále klesají pevnostní charakteristiky a roste tvárnost. U vysokolegovaných nástrojových ocelí dochází k precipitaci speciálních karbidů, které precipitačním zpevněním a dalším snížením podílu zbytkového austenitu umožňují nárůst tvrdosti. Mluvíme v tomto případě o zušlechťování na sekundární tvrdost [10].

4.4.6.b Hodnocení účinku popouštění

Změnu vlastností oceli při popouštění lze snadno ukázat na změně tvrdosti. Ta závisí mimo jiné na stavu před popouštěním, který je významně ovlivněn kalicí teplotou. Při stejné kalicí teplotě se tvrdost mění v závislosti na teplotě popouštění a délce prodlevy na popouštěcí teplotě. Vzniká tak popouštěcí křivka, která ukazuje průběh tvrdosti oceli pro určitou kalicí teplotu v závislosti na teplotě popouštění. Lze ji chápat jako řez vrstevnicovým diagramem. Vrstevnicový diagram přiřazuje bodům o souřadnicích kalicí a popouštěcí teploty výslednou tvrdost struktury [4][3][6].



Obrázek 45: Závislost tvrdosti na kalicí a popouštěcí teplotě

4.4.6.c Teplotní intervaly použití popouštění

Z hlediska účinků popouštění na zakalenou strukturu se popouštění využívá pro úpravu struktury a vlastností kalených železných slitin především následujícími dvěma způsoby.

Prvním je omezení křehkosti martenzitu snížením vnitřních pnutí při současném zachování vysoké tvrdosti a pevnosti. U uhlíkových ocelí se provádí v teplotním intervalu 100 až 300 °C a nazývá se nízkoteplotní popouštění, nebo někdy také napouštění. U legovaných ocelí se může tento interval posouvat směrem k vyšším hodnotám.

Druhou variantou je dosažení vyvážené sorbitické struktury s optimální kombinací pevnostních a deformačních charakteristik. U uhlíkových ocelí probíhá v rozmezí 400 až 650 °C a nazývá se vysokoteplotní popouštění.

Délka setrvání na popouštěcí teplotě je nejčastěji do 2 hodin. Po dvou hodinách již obvykle nedochází k snižování vnitřních pnutí, naopak může probíhat rozvoj izotermické popouštěcí křehkosti. Ochlazování probíhá obvykle pomalu na vzduchu, s výjimkou případů, kdy chceme zabránit rozvoji anizotermické popouštěcí křehkosti. V takovém případě ochlazujeme zamáčením do vodních, nebo olejových lázní. U rozměrnějších výrobků, kde nejsme schopni v jádře zajistit dostatečnou rychlost ochlazování, se doporučuje volit oceli s obsahem Mo, W, které omezují sklony k tvorbě popouštěcí křehkosti.

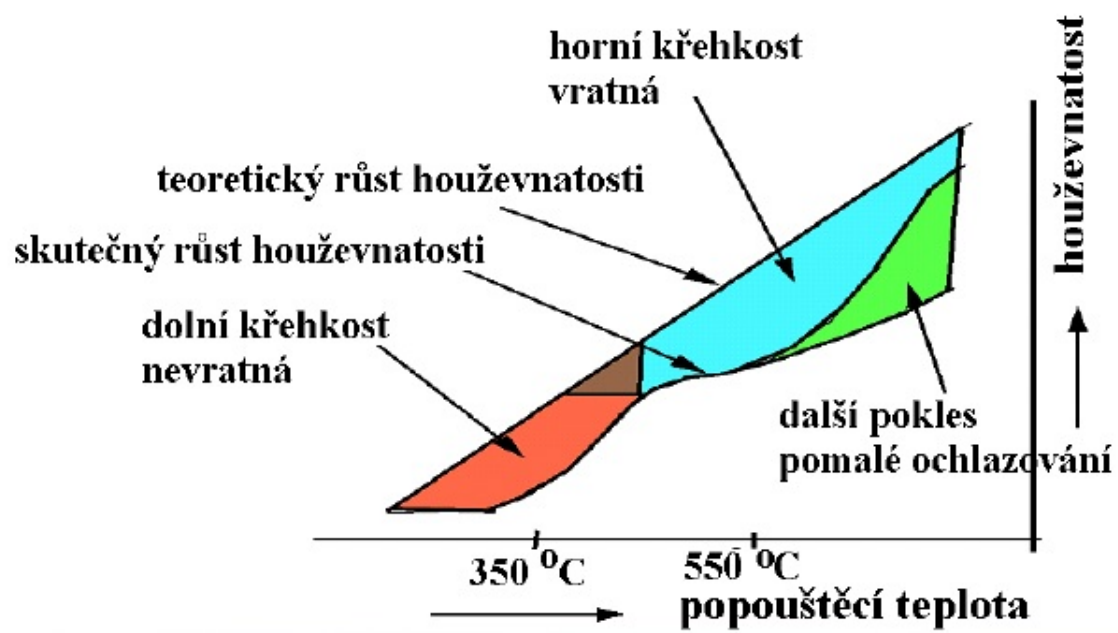
4.4.7 Popouštěcí křehkost

Obrázek 45 ukazuje typický průběh popouštěcí křivky uhlíkové oceli. Je vidět, že tvrdost klesá s rostoucí teplotou popouštění. Podobný trend mají i další pevnostní charakteristiky, jako je mez pevnosti a mez kluzu. Opačně reaguje na rostoucí teplotu popouštění houževnatost, tažnost a kontrakce. Nárůst těchto charakteristik ovšem vykazuje určité odchylky, kdy se materiál v jistém teplotním intervalu, zejména při vyšších zatěžovacích rychlostech, trojosé napjatosti, nebo za snížené teploty, chová křehčeji, než bychom očekávali. Materiál například vykazuje vyšší tranzitní teplotu, horší tažnost i kontrakci. Tento jev se nazývá popouštěcí křehkost [10].

Z obrázku 46 je patrné, že existují tři oblasti rozvoje popouštěcí křehkosti. V teplotním intervalu 250 až 380 °C se projevuje takzvaná nízkoteplotní popouštěcí křehkost. Na obrázku 42 je označena jako dolní křehkost. Má anizotermický charakter a je způsobena koncentrací tenkých lamel cementitu na hranicích těch martenzitických jehlic, které leží podél hranic původního austenitického zrna, čímž jsou tyto hranice oslabeny. Lom materiálu probíhá po hranicích původních austenitických zrn. Tato křehkost se označuje jako nevratná, neboť se nedá odstranit opakovaným tepelným zpracováním[10]. Jedinou ochranou je vyhnout se při popouštění teplotnímu intervalu, ve kterém je konkrétní ocel na tuto křehkost náchylná (uhlíkové oceli obvykle 250 až 300 °C, nízkolegované 300 až 380 °C). Druhou variantou je termomechanické zpracování, které díky zvýšené hustotě dislokací příznivě ovlivňuje morfologii částic na hranicích zrn a do značné míry eliminuje sklon k rozvoji nízkoteplotní popouštěcí křehkosti [4].

Další oblast, na obrázku 46 označená jako horní křehkost, se vyskytuje v teplotním intervalu 500 až 600 °C. Je v oboru označována jako vysokoteplotní popouštěcí křehkost. Má také anizotermický charakter a svůj původ má v segregaci nečistot jako P, S, Sn, Sb, As a dalších na hranice austenitických zrn. Tyto příměsi zde zůstávají i po zakalení a v kombinaci s uhlíkem, jež sem proniká difúzí při popouštění, dochází k dekohezi těchto hranic a vzniku interkrystalického lomu. Děj je podporován obsahem Ni, Cr, Mn a dalších ve slitině. Naopak malý obsah Mo (0,2 až 0,3 %) sklon k této křehkosti zmenšuje. Obdobně, ale s poloviční účinností, funguje W. Křehkost lze odstranit také ohřátím (i jen krátkodobým) na teploty nad 600 °C. Opětovné ohřátí a setrvání na teplotě v rozmezí 500 až 600 °C však vede k návratu křehkosti. Z těchto dvou důvodů je vysokoteplotní popouštěcí křehkost označována jako vratná. Prevencí rozvoje křehkosti je také i v tomto případě termomechanické zpracování [5][10].

Poslední typ křehkosti má anizotermický charakter. Vzniká při pomalém ochlazování z teplot nad 600 °C. I zde se jedná o oslabení hranic původních austenitických zrn. Rozvoji křehkosti lze zabránit rychlým ochlazením[10].



Obrázek 46: Popouštěcí křehkost [10]

5 Experimentální část

Experimentální část bude zaměřena na přípravu a analýzu slitin železa s uhlíkem v litém stavu a po zakalení. Experiment je postaven na popisu a porovnání struktur v litém stavu, po zakalení z vhodné teploty a po zakalení z příliš vysoké teploty.

5.1 Vybrané slitiny

Ke studiu byly vybrány vzorky ze slitiny železa a uhlíku. Slitina byla připravena smícháním taveniny čistého železa s čistým uhlíkem a následně odlita do pískových forem. Tímto způsobem bylo odlito několik ingotů ve škále hmotnostního podílu uhlíku od 0,01 % až po 5%. Z této škály byly vybrány slitiny označené čísly 2, 4b (zkráceně 4), 8 a 10 s odpovídajícími hmotnostními podíly uhlíku 0,01 %, 0,2 %, 0,72 % a 3 %. Obsah uhlíku byl ve slitině změřen pomocí optického emisního spektrometru s jiskrovým výbojem značky Q4Tasman s přesností na 3 desetinná místa %. Výsledky měření hmotnostního podílu uhlíku jsou zobrazeny v tabulce 1

Tabulka 1 Chemické složení vybraných slitin

Označení slitiny	2	4	8	10
Hmotnostní podíl uhlíku [%]	0,01	0,2	0,72	3,0

5.2 Příprava vzorků

Z každého ingotu byly odříznuty dva kruhové vzorky o přibližné tloušťce 5 mm a průměru 30 mm. K odebrání vzorku byla použita metalografická pila značky LECO MSX – 250 s použitím brusných kotoučů Struers. Každý kruhový vzorek byl poté rozdělen na 4 stejné části. Takto bylo získáno 8 vzorků pro každou slitinu a označeno ve formátu X-Y, kde X označuje číslo slitiny a Y je pořadové číslo konkrétního vzorku. Dle pořadového čísla bylo rozděleno použití vzorků, viz tabulka 2.

Tabulka 2 Význam pořadových čísel

Pořadové číslo	1	2	3	4	5	6	7,8
Účel	Původní stav, výbrus	Původní stav, zkouška tvrdosti	Vhodná kalící teplota, výbrus	Vhodná kalící teplota, zkouška tvrdosti	Vysoká kalící teplota, výbrus	Vysoká kalící teplota, zkouška tvrdosti	Rezerva

Původním stavem je myšlen stav po odlití. Vhodná kalící teplota je stanovena tak, abychom získali vzorky s nejvyšší tvrdostí při použití dostačující rychlosti kalení. Výbrus je určen pro pozorování pomocí světelného a elektronového mikroskopu.

5.3 Kalení vzorků

5.3.1 Určení kalící teploty

Jak již bylo zmíněno výše, u podeutektoidní oceli se kalící teplota volí v rozmezí 50 až 80 °C nad křivkou A₃. Tato křivka má charakter konvexní funkce, pokud ji tedy nahradíme přímkou procházející jejími krajními body, bude tato přímka položena bezpečně nad touto křivkou. Vhodná kalící teplota pro slitiny 2, 4 a 8 je pak zvolena 50 °C nad touto přímkou. U nadeutektoidních ocelí a litin se volí optimální kalící teplota v intervalu 50 až 80 °C nad eutektoidní teplotou (křivka A₁). Konkrétní optimální kalící teploty pak shrnuje tabulka 3.

Tabulka 3 Optimální kalící teplota

Označení slitiny [hmot. % C]	2 [0,01 %]	4 [0,2 %]	8 [0,72 %]	10 [3,0 %]
Optimální kalící teplota	950 °C	910 °C	780 °C	780 °C

Pro porovnání výsledků a zhodnocení vlivu kalící teploty byla pro dva vzorky z každé slitiny určena kalící teplota podstatně vyšší. Tato teplota byla stanovena pro všechny vybrané vzorky shodně 1100 °C, tedy cca 50 °C pod eutektickou teplotou, při které by začalo u slitiny s hmotnostním podílem uhlíku 3 % docházet k rozpouštění eutektika, tedy k natavování ledeburitu.

5.3.2 Volba kalícího prostředí

U nízkouhlíkových, nelegovaných ocelí je velice malá stabilita austenitu při teplotě perlitické přeměny. Proto je pro martenzitické kalení nutné použít vodu, která má nejintenzivnější ochlazovací účinky.

5.3.3 Ohřev vzorků na zvolenou kalící teplotu

Vzorky byly umístěny na šamotové podložky a vloženy do pecí. Byly použity pece značky LAC L09V o topném příkonu 2kW a pece značky Elsklo MF5 s topným příkonem 2kW. Vzhledem k malým rozměrům a jednoduchým tvarům, byly vzorky zahřáty na kalící teplotu kontinuálně, bez prodlev pro vyrovnání teploty povrchu a jádra a pro relaxaci napětí. Rychlost ohřevu byla 50 °C/min.

5.3.4 Austenitizace

Pro dosažení homogenního austenitu byla zařazena prodleva na kalící teplotě. U slitiny 2 (0,01 hmot. % C) byla délka prodlevy stanovena na 2 minuty, protože malý podíl uhlíku ve formě terciárního cementitu se snadno rovnoměrně rozptýlí v objemu vzorku. U slitiny 4 (0,2 hmot. % C), s malým podílem perlitu, byla prodleva na kalící teplotě 3 minuty. U slitiny 8 (0,72 hmot. % C) byla prodleva stanovena na 7 minut, u slitiny 10 (3,0 hmot. % C) činila prodleva 15 minut [9].

5.3.5 Ponoření do kalícího prostředí

Po uplynutí prodlevy na kalící teplotě byly vzorky pomocí kleští vyjmuty z pece a ponořeny do velké nádoby s vodou o pokojové teplotě. Pro narušení stability parního polštáře a urychlení odvodu tepla konvekcí byly se vzorky prováděny krouživé pohyby.

Označení vzorků

Kvůli tvorbě okují bylo původní označení vzorků znehodnoceno. Vzorky proto byly znovu označeny použitím lihového značkovače.

5.4 Příprava vzorků pro laboratorní analýzu

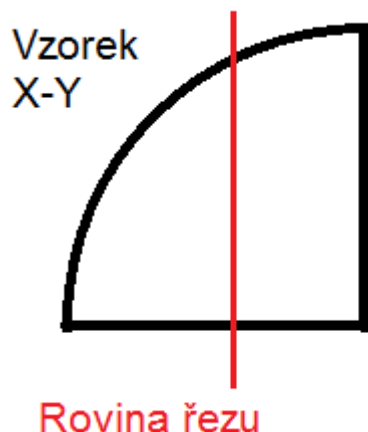
5.4.1 Příprava vzorků pro měření tvrdosti

Vzhledem k očekávané heterogenitě vzorků padlo rozhodnutí použít pro změření tvrdosti Brinellovou metodou. Ta vyžaduje očistit povrch vzorků od všech okují, nečistot a mastnoty. Okuje byly odstraněny na metalografické brusce DAP 7 použitím brusných papírů Struers o zrnitosti 120. Vzorky poté byly opláchnuty vodou a lihem za účelem odstranění nečistot a mastnoty, vysušeny a uchovány v suchém prostředí se zamezeným přístupem vlhkosti, abychom zpomalily korozi.

5.4.2 Příprava vzorků pro světelnou a elektronovou mikroskopii

Proces přípravy výbrusů pro mikroskopii zahrnuje tyto kroky:

- Odstranění okují. I v tomto případě pomocí brusného papíru o zrnitosti 120 značky Struers na metalografické brusce DAP 7.
- Rozříznutí vzorků označených 4-3, 4-5, 8-3, 8-5, 10-3 a 10-5 dle obrázku 47. Pro výbrus a pozorování jsou určeny plochy vzorku na rovině řezu. Tak je možné studovat vliv hloubky pod povrchem na výslednou strukturu.



Obrázek 47: Rovina řezu u vybraných vzorků

- Preparace vzorků. Pro usnadnění další přípravy vzorků byly vzorky zality a zalisovány do formy z termoplastické pryskyřice o standardizovaném průměru. Byl použit přístroj Leco PR-4X. Na pryskyřičné hmoty Multifast Green a Dentacryl působil po dobu 7,5 minuty tlaku 20 kPa a teplota 180 °C.
- Označení vzorků číselným kódem.
- Broušení na metalografické brusce DAP 7 použitím SiC brusných papírů Struers. Byly postupně použity papíry o zrnitosti 320, 500, 800, 1000, 1200 a 2000. Bruska byla vybavena brusnou hlavicí Pedemin 2 s držákem pro tři vzorky standardizované velikosti, umožňující broušení v poloautomatickém režimu. Rychlost broušení byla 125 otáček za minutu a broušení na každém brusném papíru trvalo 2 minuty.

- Leštění na stejné brusce s použitím leštících diamantových past o hrubosti zrna 3 μm a 0,7 μm na odpovídajících leštících suknech. Otáčky byly nastaveny na 125 za minutu a doba leštění s každou pastou byla 2 minuty. Jako smáčedlo byl použit etanol.
- Mechanicko chemické leštění na podložce OP-CHEM pomocí leštidla OP-S. Suspenze byla aplikována po dobu 45 sekund při 125 otáčkách za minutu. Následoval oplach vodou po dobu 2 minut, očištění etanolem a ultrazvukem po dobu 5 minut.
- Leptání 2% roztokem kyseliny dusičné v etanolu (Nital) po dobu 5 až 15 sekund. Oplach etanolem, očištění ultrazvukem.

5.5 Provedené laboratorní testy a pozorování

- Měření tvrdosti dle Brinella na tvrdoměru LECO. Cílem bylo použít pro všechny vzorky stejné podmínky zatěžování pro snadné porovnání výsledků. U nízkouhlíkových vzorků v původním stavu byla očekávána malá tvrdost. To v kombinaci s poměrně malými rozměry vzorků vedlo k rozhodnutí použít indentor o průměru 5 milimetrů, aby byly zachovány podmínky použití zkoušky dle Brinella. Hloubka vtisku musí být menší než 1/8 tloušťky materiálu, vzdálenost vtisků od okraje musí být nejméně 2,5 násobek průměru vtisku a rozteč vtisků nejméně 4 násobek průměru vtisku. Byl použit indentor z tvrdokovu (který je doporučený pro měření tvrdosti kalených ocelí), zatěžovací síla 7358 N (750 kp) a doba zatěžování 10 s. Na každém vzorku bylo provedeno 4 až 6 vtisků. U každého z nich byly naměřeny 2 průměry a určen jejich aritmetický průměr. Pro každý vtisk pak byla určena hodnota tvrdosti HBW 5/750 podle vzorce

$$HBW = 0,102 \cdot \frac{2 \cdot F}{\pi \cdot D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

kde F je hodnota zátěžné síly v [N] a D je průměr indentoru v [mm], d [mm] je průměr vtisků.

- Pozorování na světelném mikroskopu Zeiss Axio Observer 7 materials s možností pořízení digitálního záznamu.
- Pozorování na elektronovém mikroskopu Zeiss Ultra Plus.
- Měření mikrotvrdosti jednotlivých fází na tvrdoměru Leco LM 247 AT.

6 Výsledky analýz

6.1 Měření tvrdosti dle Brinella

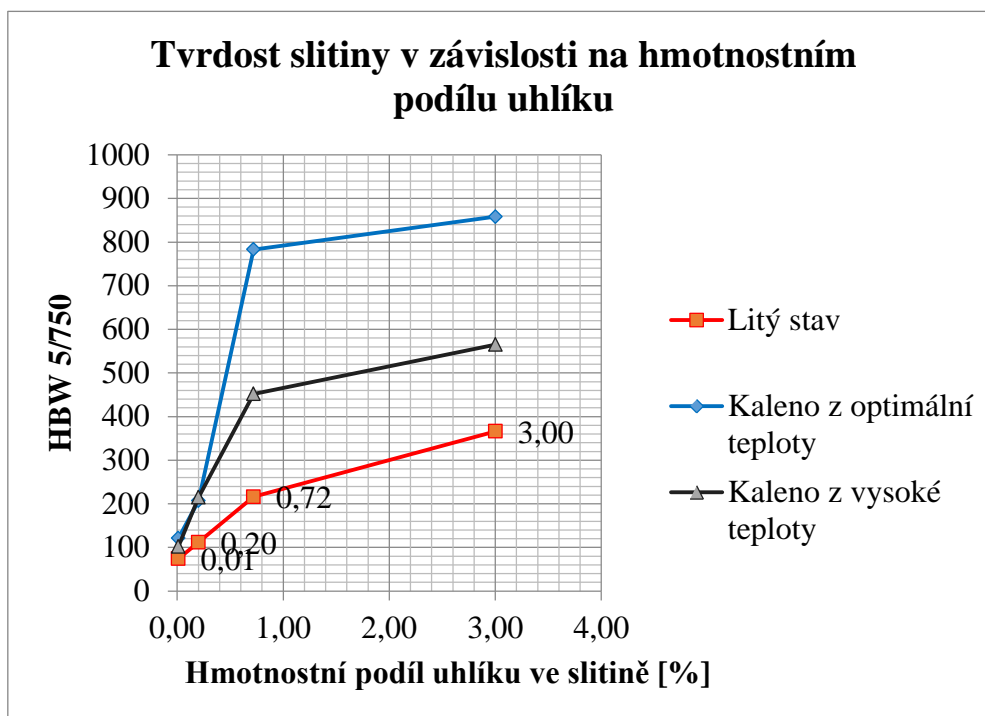
Tabulka 4 zobrazuje výsledky měření tvrdosti Brinellovou metodou. Hodnoty v tabulce představují průměr měření všech vtisků provedených v rámci daného vzorku.

Tabulka 4: Přehled naměřených tvrdostí

Tvrdost HBW 5/750		Hmotnostní podíl uhlíku ve slitině [%]			
		0,01	0,20	0,72	3,00
Kalící teplota [°C]*	20	74	112	216	366
	780	/	/	783	858
	910	/	207	/	/
	950	121	/	/	/
	1100	102	215	452	565

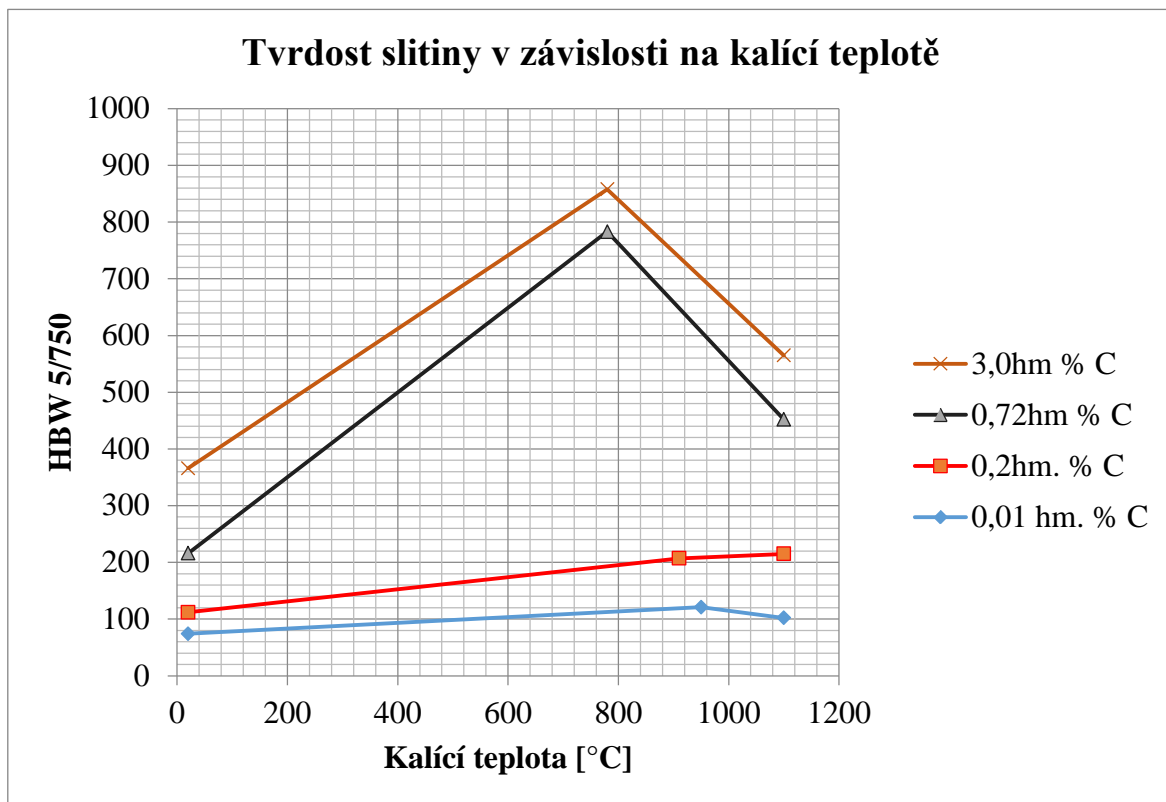
* 20 °C odpovídá litému stavu

Z tabulky je zřejmé, že tvrdost slitiny stoupá s rostoucím obsahem uhlíku. Přehledně to zobrazuje graf na obrázku 48.



Obrázek 48: Tvrdost slitin dle hmotnostního podílu uhlíku

Vliv kalící teploty na výslednou tvrdost slitiny zachycuje graf na obrázku 49.



Obrázek 49: Tvrdość slitiny podle kalící teploty

Z grafu je patrné, že nárůst tvrdosti po kalení závisí na obsahu uhlíku ve slitině. Dle [11] jsou slitiny do zhruba 0,2 hmot. % uhlíku považovány za nezakalitelné. U slitiny 2 s podílem uhlíku 0,01 hmot. % je zvýšení tvrdosti velice malé, avšak měřitelné. Při kalení z optimální teploty dosahuje nárůst tvrdosti v porovnání s litým stavem 60 %. Podobně u slitiny 4 s hmotnostním podílem uhlíku 0,2 % představuje tento nárůst cca 85%. U slitiny 8, obsahující 0,72 hmot. % C, je nárůst mnohem výraznější, dosahuje 260%. Stejně tak u slitiny 10, která obsahuje 3 hmot. % C je nárůst zřetelný, až 135%.

Kalení z vysoké teploty u slitin 2 a 4 přináší obdobné výsledky, jako kalení z optimální teploty. U slitin 8 a 10 naopak tvrdost při kalení z vysoké kalící teploty dosahuje podstatně nižších hodnot, než při kalení z optimální teploty. U slitiny 8 dosahuje tvrdost po kalení z vysoké teploty jen 58% tvrdosti po kalení z optimální teploty a u slitiny 10 dosahuje tvrdost po kalení z vysoké teploty 66% tvrdosti po kalení z optimální teploty.

Pro vysvětlení těchto údajů je nutné určit struktury ve slitinách.

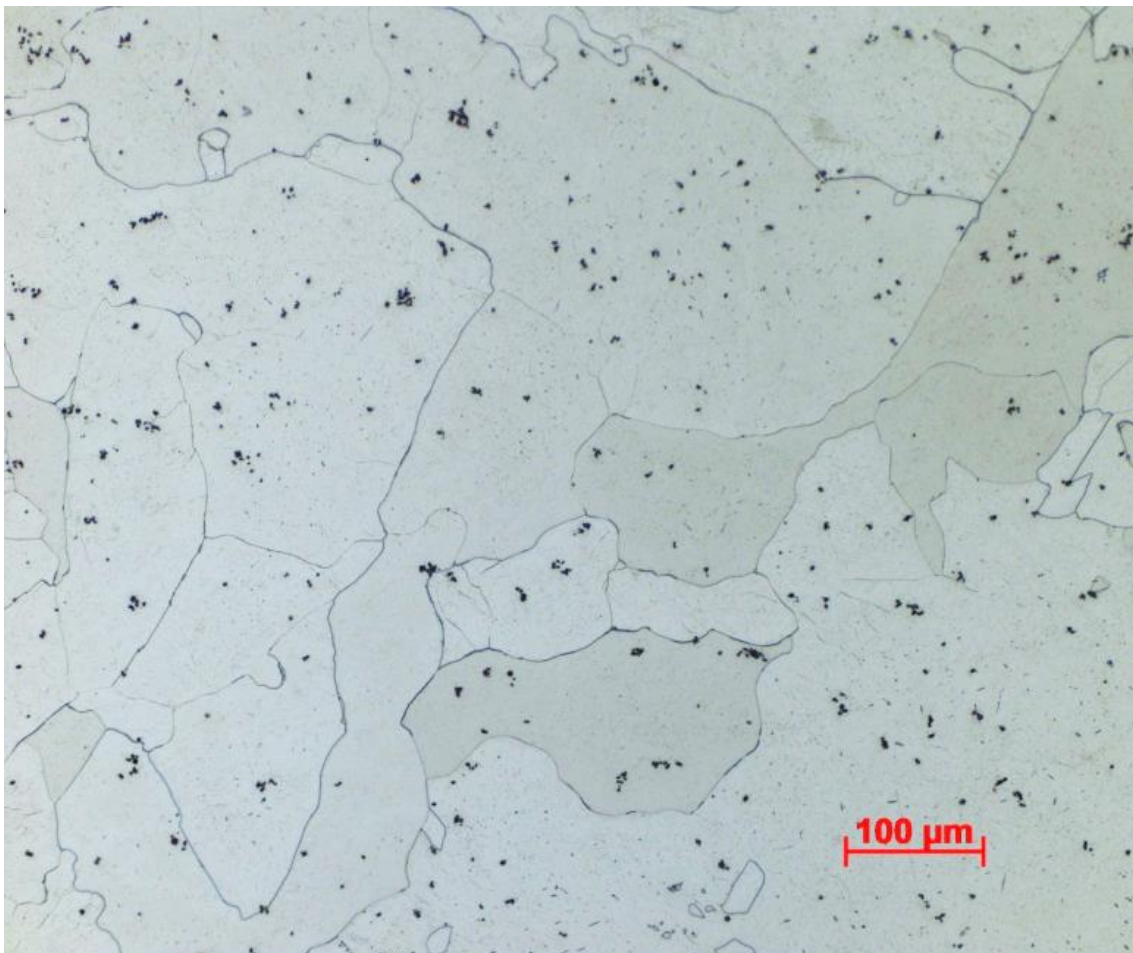
6.2 Fázová a strukturní analýza

Byla provedena pomocí pozorování na světelném a elektronovém mikroskopu s využitím údajů získaných měřením mikrotvrdoti.

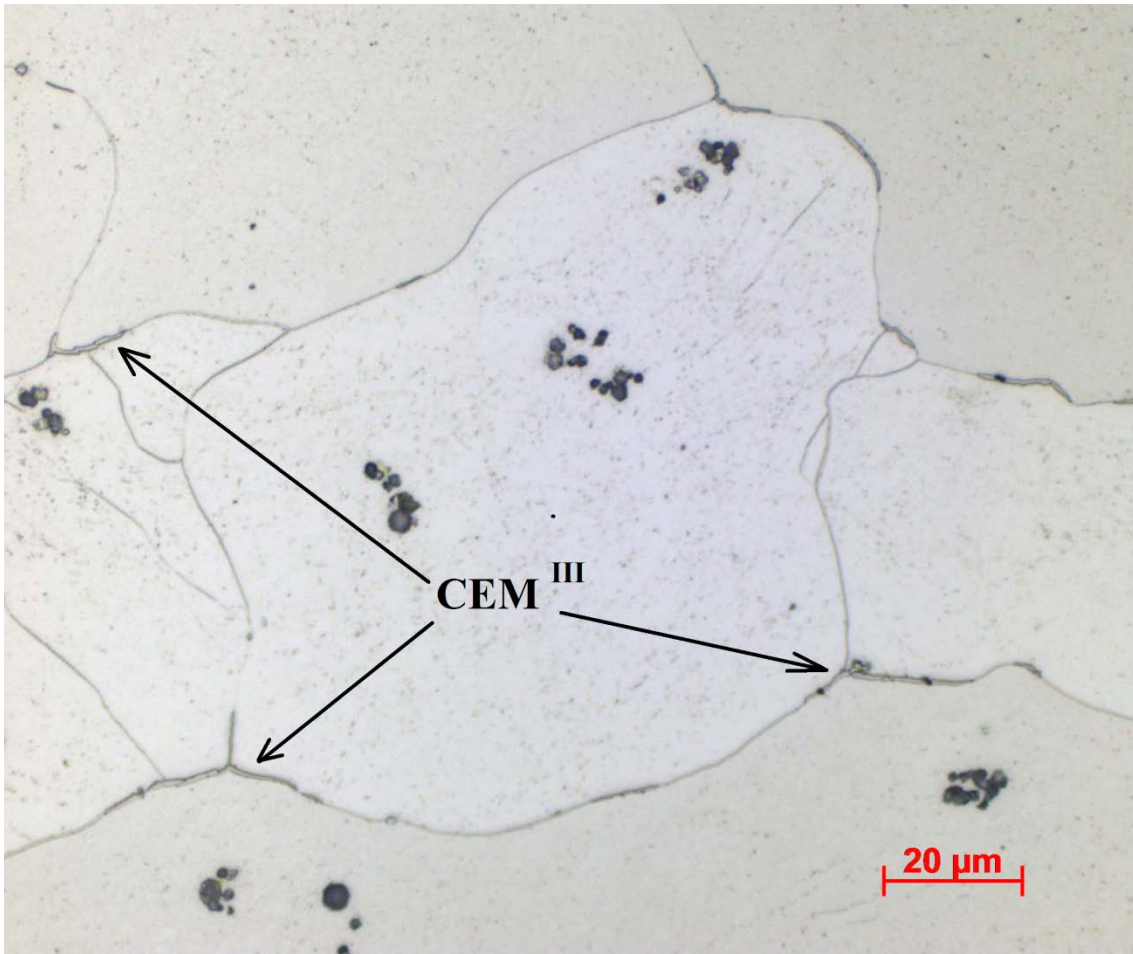
6.2.1 Slitina s hmotnostním podílem uhlíku 0,01%

6.2.1.a Hmotnostní podíl uhlíku 0,01 %, původní stav

Na obrázku **50** je slitina při zvětšení 200x. Jsou zde patrná zrna fáze, která nemá výraznou morfologii. Metodou měření mikrotvrdoti byla u této fáze stanovena tvrdost 81 HV 0,5. To je v dobrém souladu s tvrdostí 76 HBW naměřené na odpovídajícím vzorku. Na základě známého chemického složení slitiny a ze změřené tvrdosti byla tato fáze určena jako ferit. Na obrázku **51** se zvětšením 1000x lze pozorovat na hranicích zrn feritu vyloučený terciární cementit. Je označen šipkou a popisem Cem^{III}. Velikost feritického zrna se pohybuje v rozmezí desítek až stovek mikrometrů. Tmavé částice na snímcích jsou částice písku z odlévací formy.



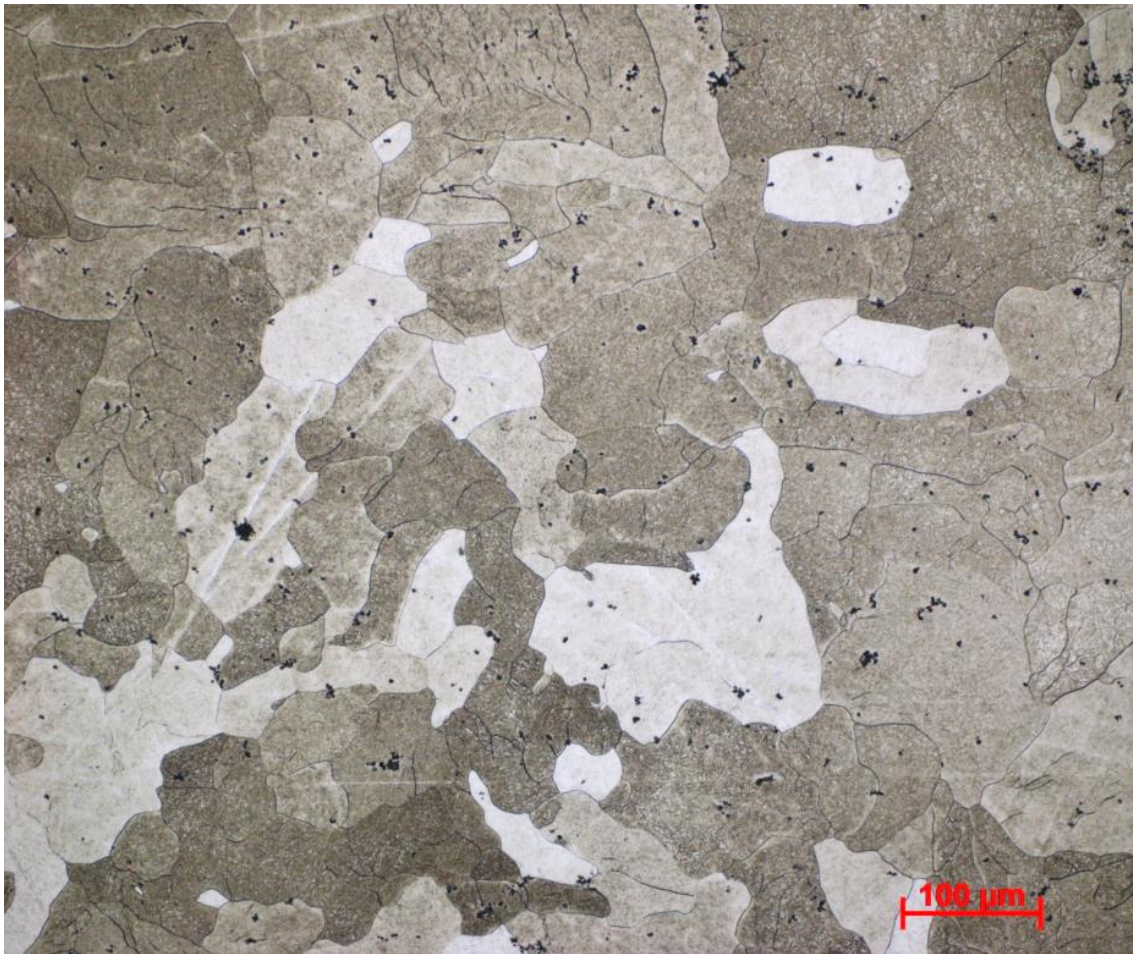
Obrázek 50: Slitina s 0,01 hmot. % C, původní stav, 200x



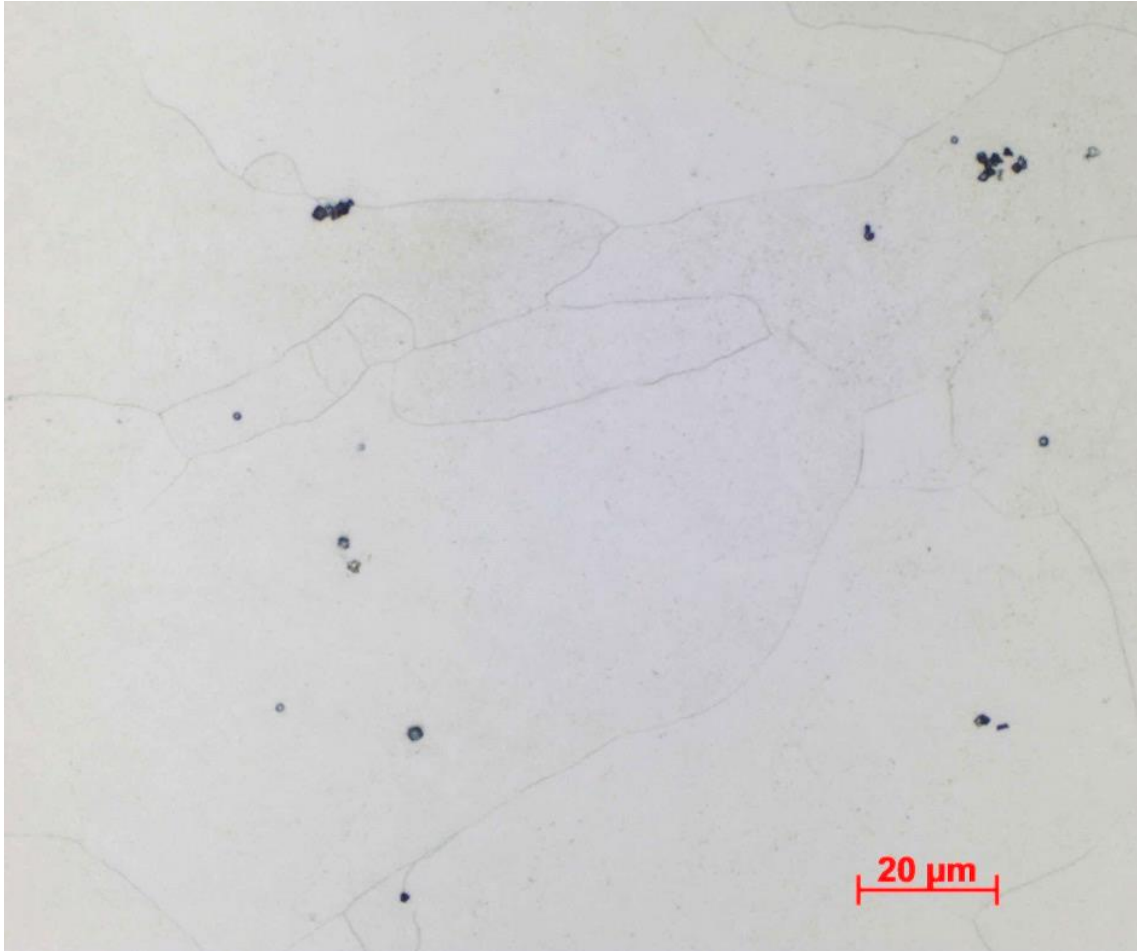
Obrázek 51: Slitina s 0,01 hmot. % C, původní stav, 1000x

6.2.1.b Slitina s hmotnostním podílem uhlíku 0,01 %, kalena z optimální teploty

Struktura je velice podobná původnímu stavu. Tvrdost fáze byla naměřena 97 HV 0,5. Při bližším zkoumání struktury je patrná absence terciárního cementitu na hranicích zrn viz obr. 53. Uhlík se při zahřátí na kalící teplotu rozpustil v austenitu. Během prudkého ochlazení slitina protнула křivku změny rozpustnosti uhlíku ve feritu, avšak difuze uhlíku byla při nízké teplotě potlačena a uhlík zůstal v intersticiálních prostorech feritu. Jeho obsah je však tak nízký, že deformace mřížky, vyjádřená její tetragonalitou, je malá. Nevznikla tedy klasická martenzitická struktura. Přesto došlo k nárůstu pevnosti, s největší pravděpodobností vlivem intersticiálního zpevnění feritu rozpuštěným uhlíkem.



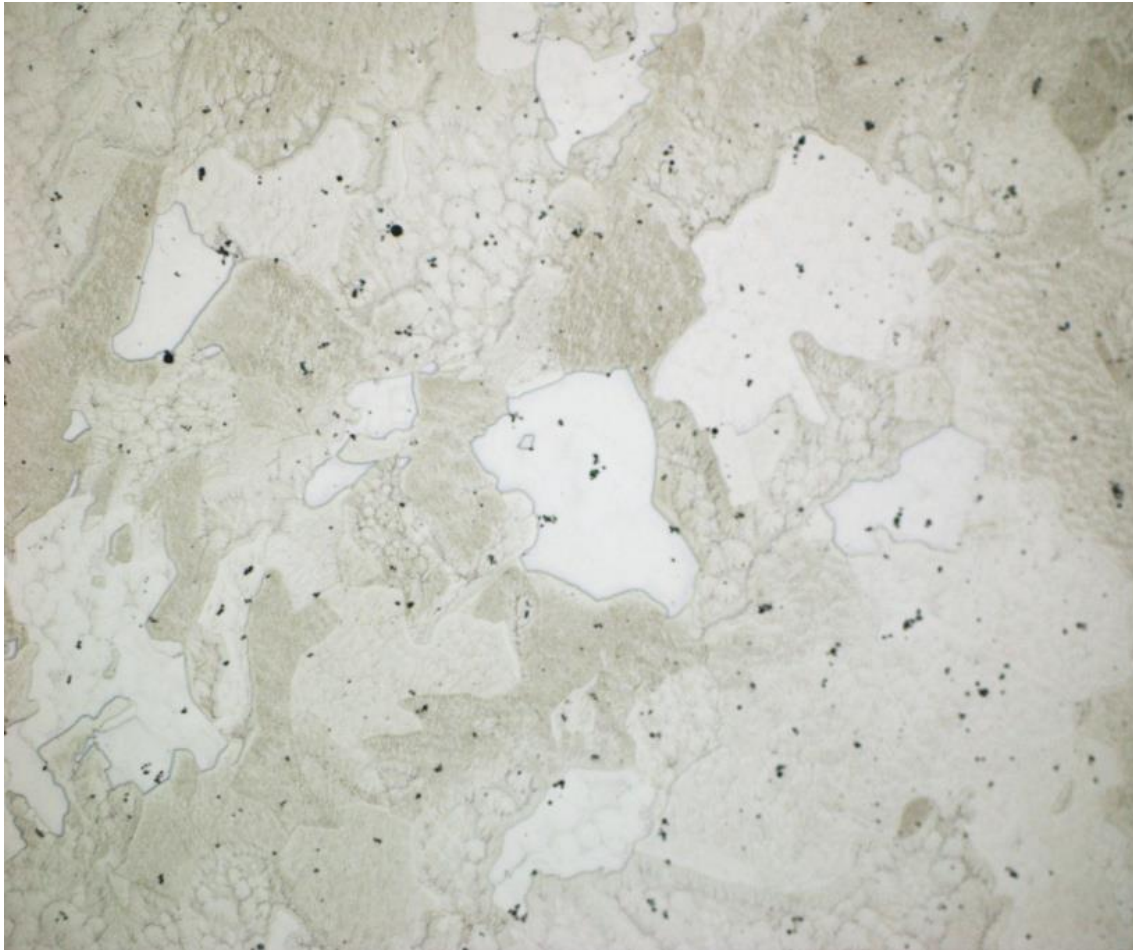
Obrázek 52: Slitina s 0,01 hmot. % C, kalena z optimální teploty, 200x



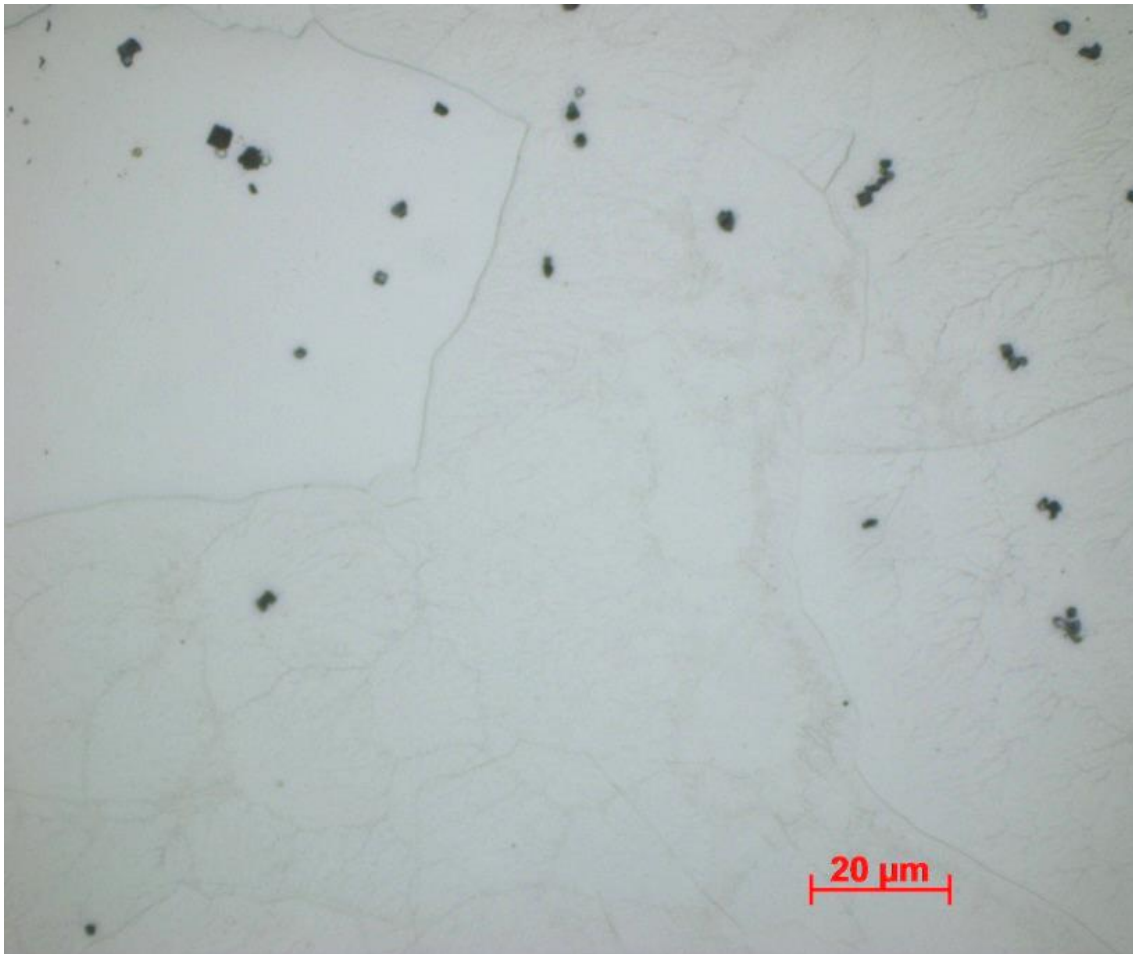
Obrázek 53: Slitina s 0,01 hmot. % C, kalena z optimální teploty, 1000x

6.2.1.c Slitina s hmotnostním podílem uhlíku 0,01 %, kalena z vysoké teploty

Struktura vzorku se neliší od vzorku stejné slitiny kaleného z optimální teploty. Hodnota tvrdosti dosáhla 94 HV 0,5. Opět chybí terciární cementit, uhlík zůstal rozpuštěný v přesyceném feritu a způsobil jeho intersticiální zpevnění.



Obrázek 54: Slitina s 0,01 hmot. % C, kalena z vysoké teploty, 200x

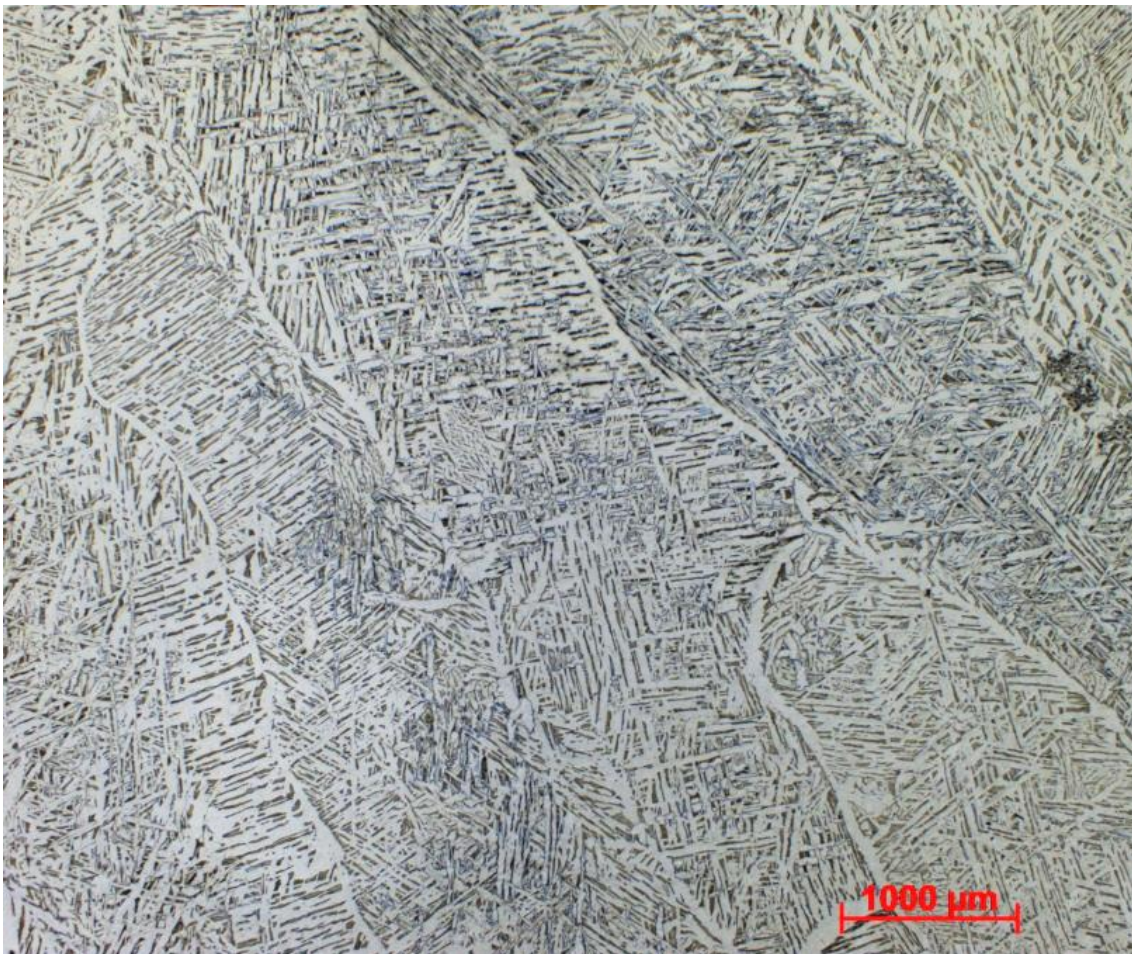


Obrázek 55: Slitina s 0,01 hmot. % C, kalena z vysoké teploty, 1000x

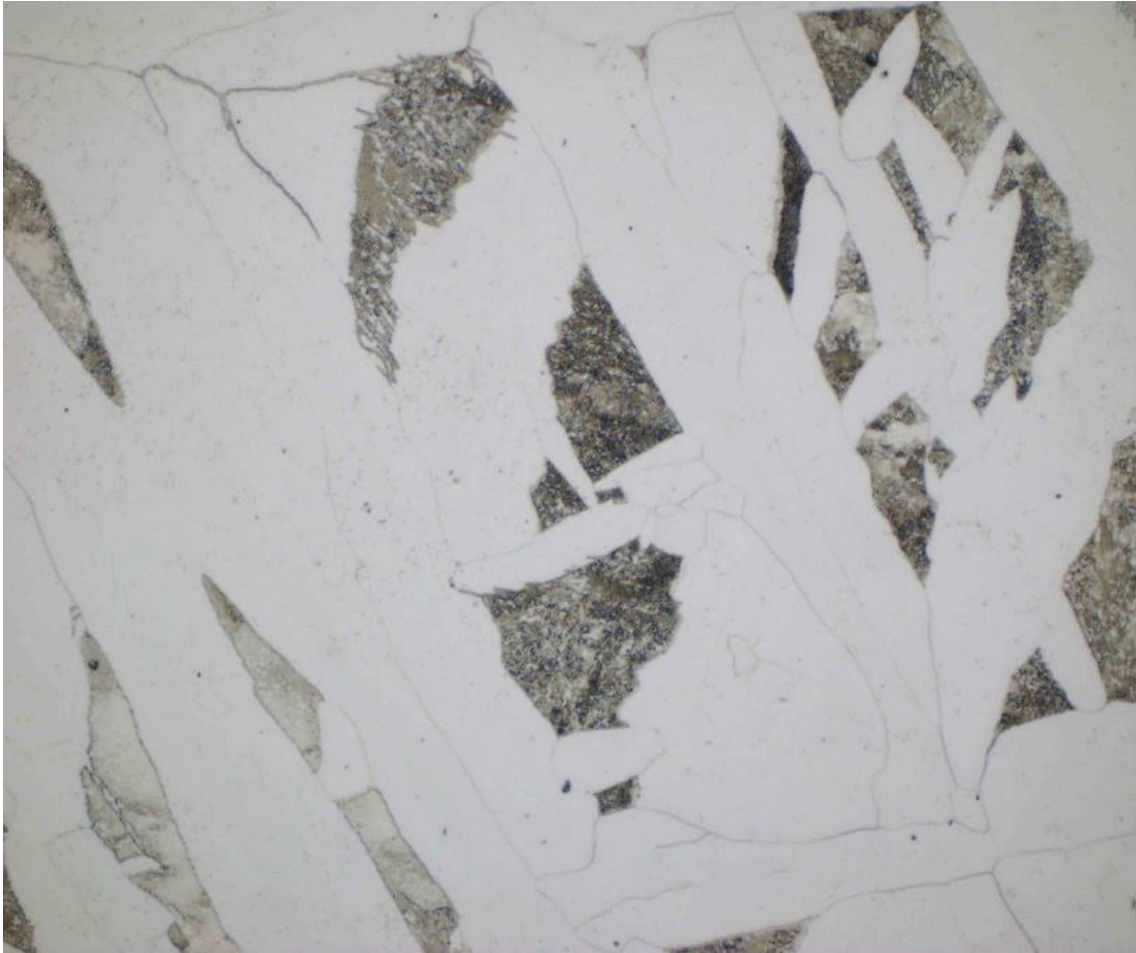
6.2.2 Slitina s hmotnostním podílem uhlíku 0,2%

6.2.2.a Slitina s hmotnostním podílem uhlíku 0,2%, původní stav

Na vzorku je dobře patrná výrazná feriticko–perlitická struktura. Velikost zrna se pohybuje v řádu jednotek milimetrů. Vnitřek zrn vykazuje feriticko–perlitickou Widmānstättenovu strukturu, po hranicích zrn je vylučován ferit. Widmānstättenova struktura poukazuje na poměrně velkou rychlost ochlazování. Tomu odpovídá i lamelární struktura perlitu, která je velice jemná, nerozlišitelná ani při maximálním zvětšení na světelném mikroskopu. Na hranicích zrn je místy patrný vyloučený terciární cementit. Naměřená mikrotvrdość 121 HV 0,5 dobře koresponduje s tvrdostí 112 HBW 5/750 a odpovídá nízkouhlíkové, feriticko–perlitické struktuře [9][11].



Obrázek 56: Slitina 0,2 hmot. % C, původní stav, 25x



Obrázek 57: Slitina 0,2 hmot. % C, původní stav, 1000x

6.2.2.b Slitina s hmotnostním podílem uhlíku 0,2%, kalena z optimální teploty

Struktura oceli je opět výrazně heterogenní. Na první pohled je patrná ještě výraznější Widmānstättenova struktura. Při daném chemickém složení musí být tvořena feritem. Její přítomnost napovídá, že ochlazovací křivka protнула v ARA diagramu oblast tvorby proeutektoidních fází. Tuto domněnku podporuje i fakt, že podíl proeutektoidních fází ve slitině stoupá směrem ke středu vzorku, což odpovídá poklesu ochlazovací rychlosti s rostoucí hloubkou pod povrchem. Při kalení se tedy nepodařilo dosáhnout kritické ochlazovací rychlosti. Je to pravděpodobně způsobeno nízkým obsahem uhlíku a nepřítomností dalších legur. To způsobuje, že stabilita austenitu této slitiny je velice malá. U ocelí s obsahem uhlíku 0,4 hmot. % dosahuje hodnota inkubační doby produktů rozpadu přesyceného austenitu na teplotě perlitického nosu 0,4 s [9]. U vzorku zkoumané slitiny s polovičním obsahem uhlíku tato inkubační doba bude ještě kratší. Intenzita ochlazování vzorku tedy nebyla dostatečná, zřejmě vlivem parního polštáře v první fázi ochlazování. Pomohlo by přidání 5 až 10% NaCl, nebo NaOH, které snižují stabilitu parního polštáře, popřípadě intenzivní cirkulace chladícího média [9].

Z tvaru ARA diagramu uhlíkových ocelí je patrné, že při uvažovaných podkritických ochlazovacích rychlostech, bude ve struktuře přítomný perlit, jehož tvorba navazuje na tvorbu proeutektoidního feritu. Měření tvrdosti tmavé fáze viditelné na obrázcích **59** a **60** byla získána hodnota 240 HV 0,5 u okraje vzorku a 202 HV 0,5 v jeho jádře. Tyto hodnoty poněkud přesahují hodnoty tvrdosti perlitu při hmotnostním podílu uhlíku ve slitině 0,2 %, které by [9][11] měly být kolem 150 HV (podmínky zatěžování nebyly určeny). Tuto zvýšenou tvrdost mohou vysvětlovat následující skutečnosti:

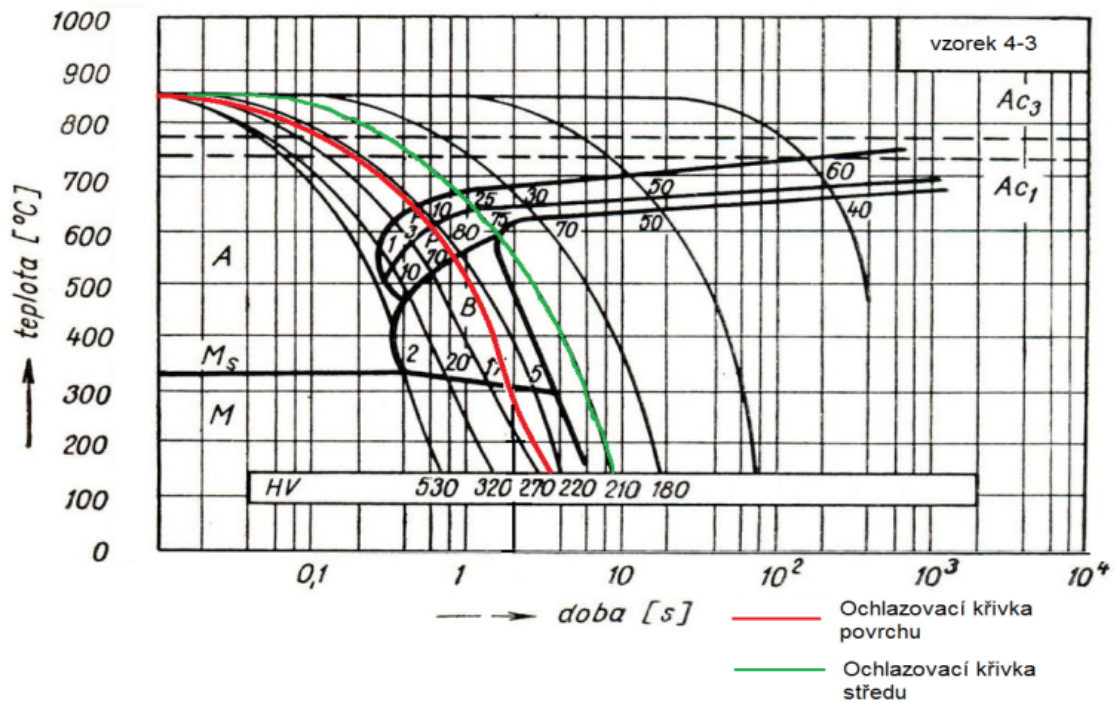
1. Měření mikrotvrdomosti používá snížené zatížení. To vede k nižšímu podílu plastické deformace na celkové deformaci. Vickersova metoda přitom tvrdost určuje na základě měření plastické deformace. Proto při použití menších zatěžovacích sil může dojít k nadhodnocení naměřené tvrdosti.
2. Tvrdost (mimo jiné) perlitu je nepřímě úměrná mezilamelární vzdálenosti perlitu. Na pořízené fotodokumentaci je patrné, že lamelární struktura není zřetelná ani při maximálním zvětšení světelného mikroskopu. Takovýto perlit se v dřívější terminologii nazýval troostit [9] a jeho tvrdost je vyšší, než u perlitu s hrubšími lamelami. Perlit s takto jemnou strukturou vzniká tehdy, pokud je teplota rozpadu austenitu blízko teploty perlitického nosu.
3. Přímě jiné, tvrdší fáze. Vzhledem k uvažovaným podkritickým ochlazovacím rychlostem a tvaru ARA diagramu nelegované uhlíkové oceli [6] by mohlo jít o bainit a martenzit. Ve struktuře však nebyly pozorovány jejich charakteristické morfologie, ani jejich doprovodný zbytkový austenit. Případný podíl těchto fází je tedy ve slitině velice nízký, ale nelze ho vyloučit.

Pozorovaný pokles tvrdosti tmavé fáze (perlitu) směrem ke středu vzorku je možné vysvětlit poklesem ochlazovací rychlosti s rostoucí hloubkou pod povrchem vzorku, což vede ke snížení pevnostních charakteristik vznikajícího perlitu.

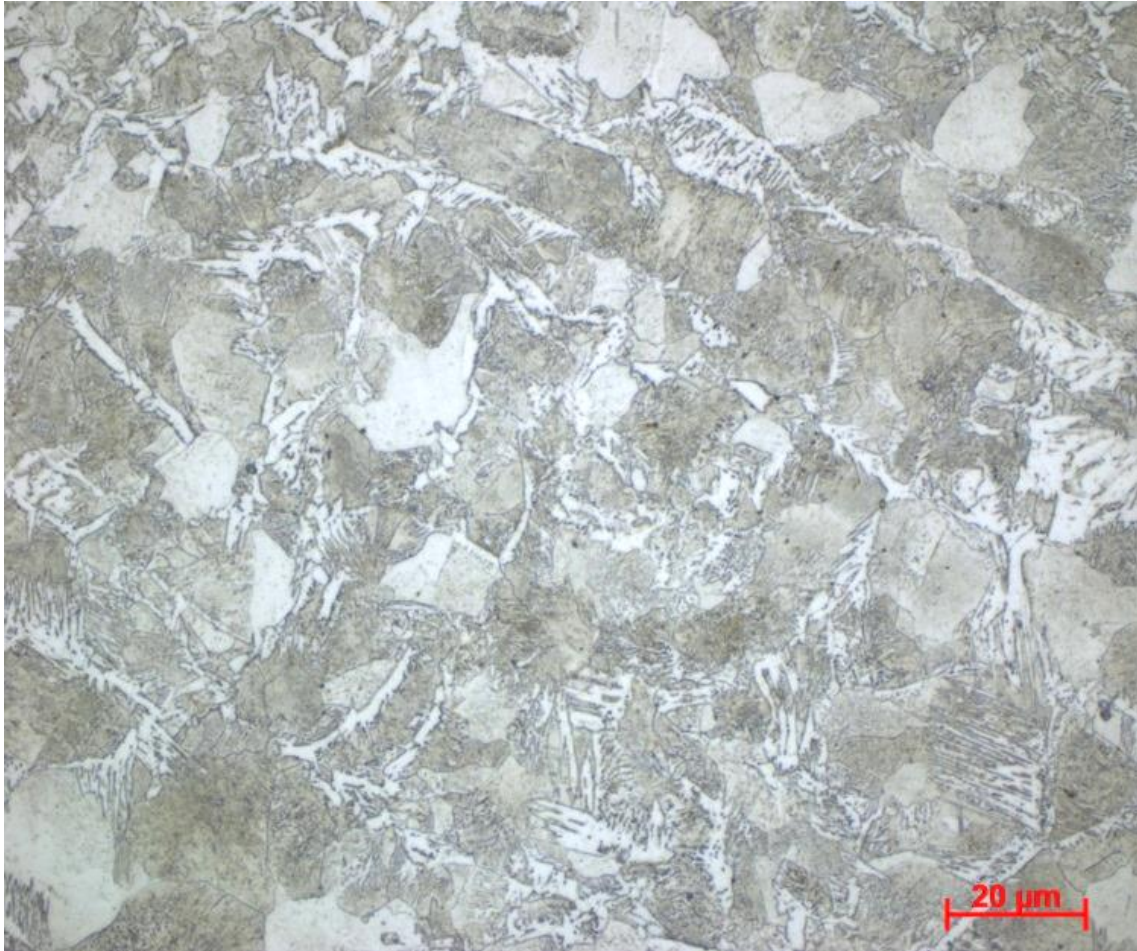
Na vzorku je také patrné celkové zjemnění struktury. Zrna jsou menší než ve stavu po odlití. Hranice zrn představují překážku pohybu dislokací materiálem, čímž přispívají ke zvýšení pevnosti.

Pro ilustraci ARA diagramu slitiny s hmotnostním podílem uhlíku 0,2% byl zvolen diagram oceli ČSN EN C45E (dřívější označení dle ČSN 12050) [12]. Ze všech ocelí s dostupným ARA diagramem se tato nejvíce blíží složením slitině 4. Ocel ČSN EN C45E má přesto více než dvojnásobné množství uhlíku, proto musel být její diagram modifikován. Jeho hodnota je tedy pouze ilustrativní.

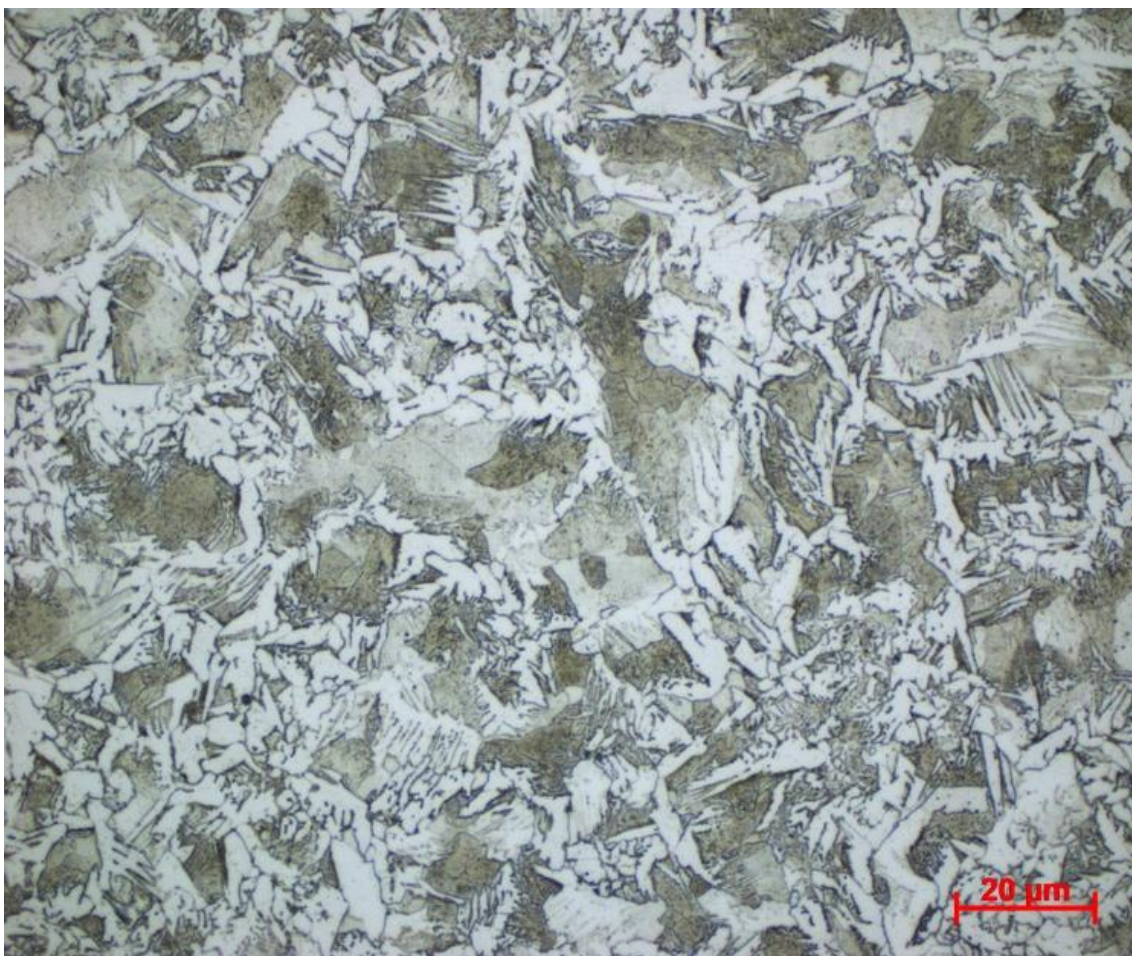
Ochlazovací křivky okraje a středu byly v diagramu umístěny tak, aby protínaly oblast tvorby perlitu blízko perlitického nosu. Tehdy se austenit rozpadá na perlit s nejjemnější lamelární morfologií. Zároveň jsou umístěny tak, aby byl podíl bainitu a martenzitu ve struktuře co nejnižší, protože tyto struktury se nepodařilo ve vzorku detekovat.



Obrázek 58: Ilustrace ARA diagramu vzorku slitiny s 0,2 hmot. % C kalené z optimální teploty



Obrázek 59: Slitina s 0,2 hmot.% C, kalena z optimální teploty, okraj vzorku, 1000x

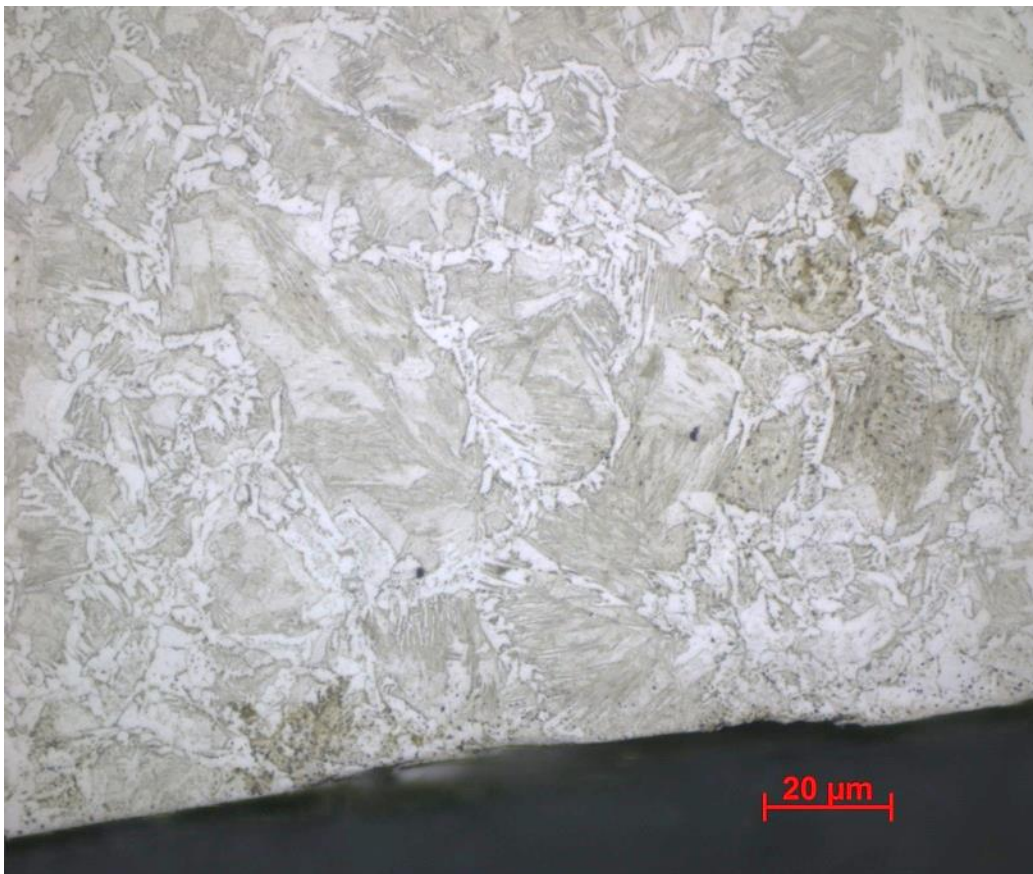


Obrázek 60: Slitina s 0,2 hmot. % C, kalena z optimální teploty, střed vzorku, 1000x

6.2.2.c Slitina s hmotnostním podílem uhlíku 0,2 %, kalena z vysoké teploty

Vzorek vykazuje strukturu velice podobnou vzorku stejné slitiny kalenému z optimální teploty. Při měření mikrotvrdomosti bylo dosaženo hodnot 217 HV 0,5 ve středu vzorku a 260 HV 0,5 na okraji vzorku. To je nárůst o zhruba 7-8% oproti vzorku kalenému z optimální teploty. Nárůst tvrdosti je patrný i podle Brinella, avšak pouze zhruba 3%. Tvrdost dle Brinella je založena na větším souboru naměřených dat, proto je v tomto případě považována za směrodatnější.

Při zkoumání rozdílů mezi oběma vzorky byl pozorován menší podíl feritu ve struktuře vzorku kaleného z vysoké teploty. Způsob ochlazování obou vzorků byl přitom stejný. Rozdíl mezi vzorky je v setrvání v oblasti austenitu nad křivkou A_1 . Vysoká kalící teplota je takřka o 200 °C vyšší než optimální kalící teplota vzorku. To při rychlosti ohřevu v peci představuje 4 minuty navíc v oblasti austenitu. Díky působení vyšší teploty po delší čas došlo k lepší homogenizaci austenitu. Vyšší podíl feritu ve vzorku kaleném z optimální teploty je pak způsoben místy, kde je díky ne zcela dokončené homogenizaci austenitu nižší podíl uhlíku. V takových místech pak narůstá kritická rychlost, což při dané ochlazovací rychlosti vede k vyššímu podílu feritu ve struktuře. Ten pak způsobuje menší celkovou tvrdost materiálu. Z tohoto porovnání vyplývá poznatek, že u vzorku s hmotnostním podílem 0,2 % uhlíku je nutno zařadit delší prodlevu na optimální kalící teplotě. Tři minuty nestačují k dobré homogenizaci austenitu.



Obrázek 61: Slitina s 0,2 % hmot. C, kalena z vysoké kalící teploty, okraj, 1000x

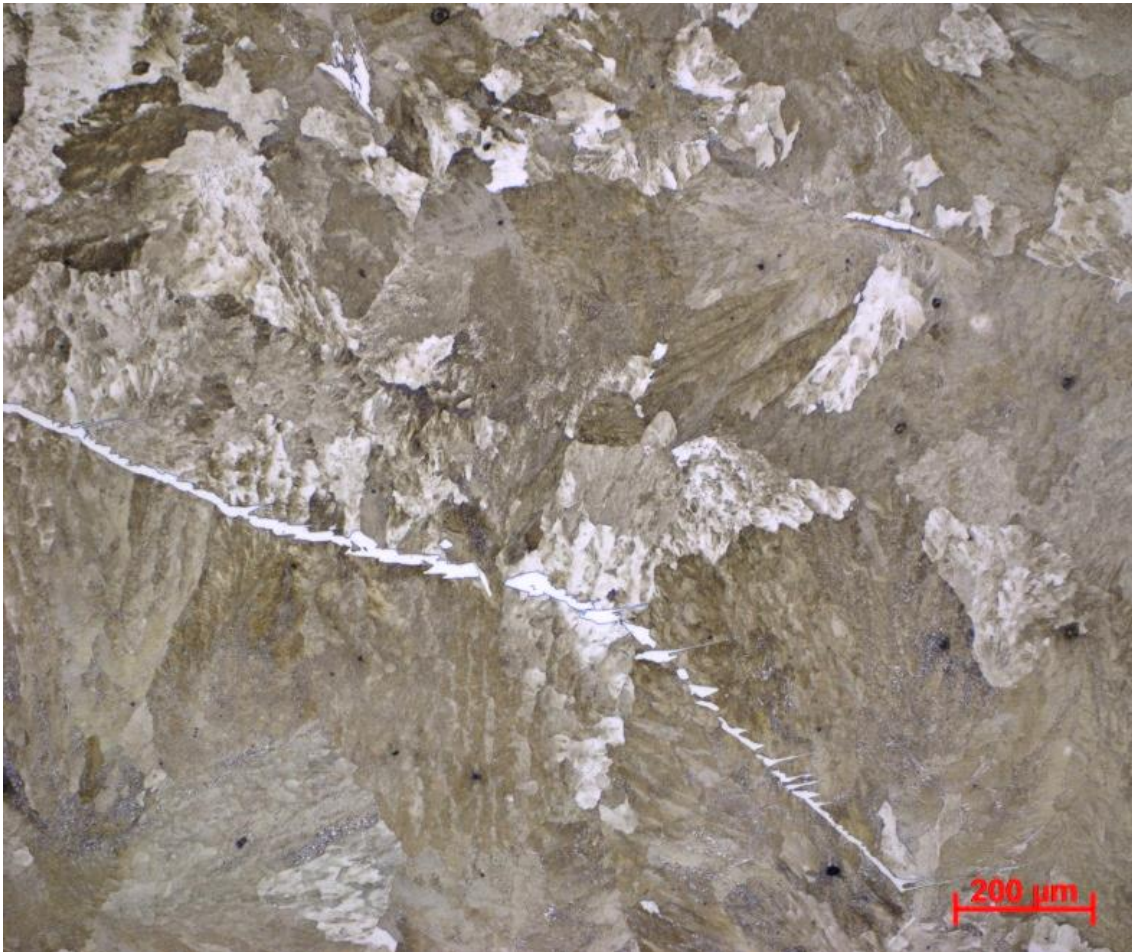


Obrázek 62: Slitina s 0,2 hmot. % C, kalena z vysoké kalící teploty, střed, 1000x

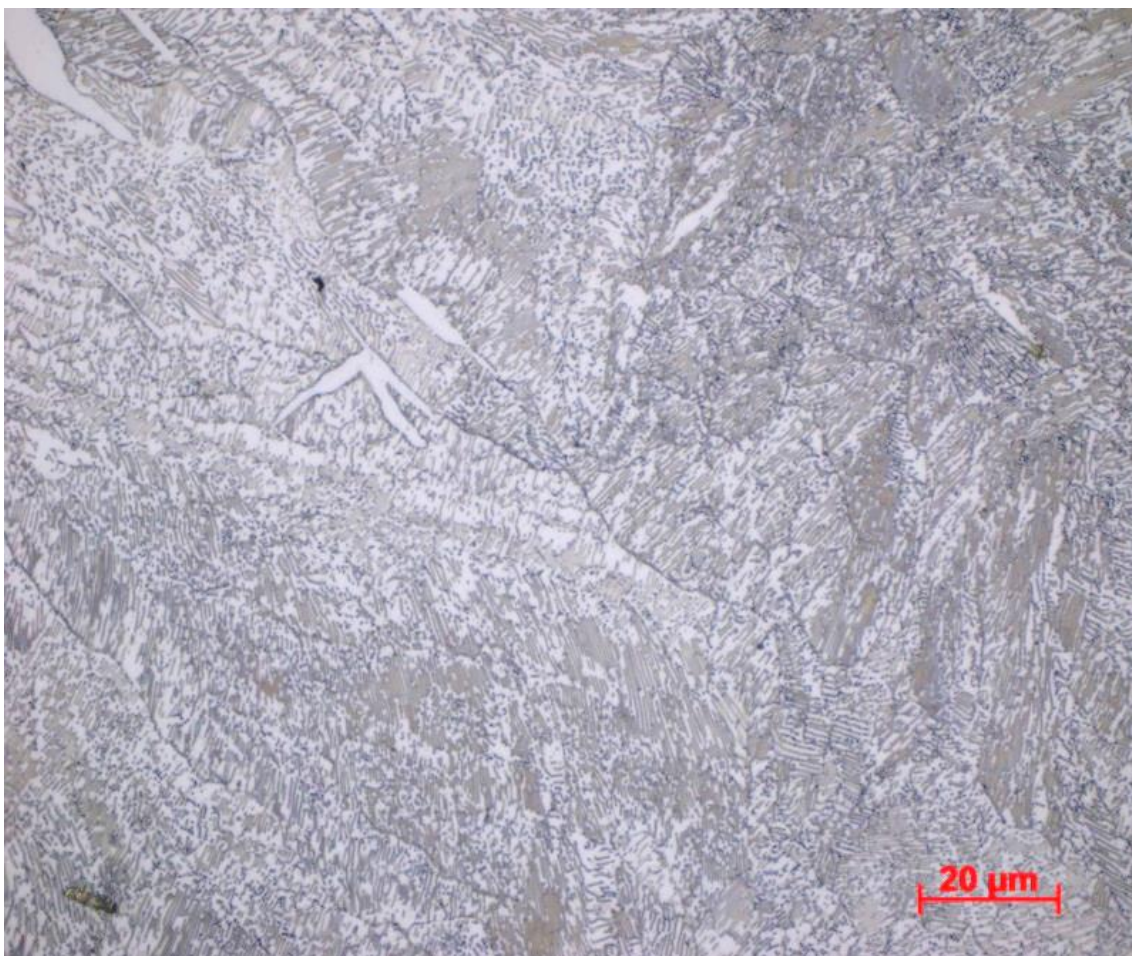
6.2.3 Slitina s hmotnostním podílem uhlíku 0,72 %

6.2.3.a Slitina s hmotnostním podílem uhlíku 0,72%, původní stav

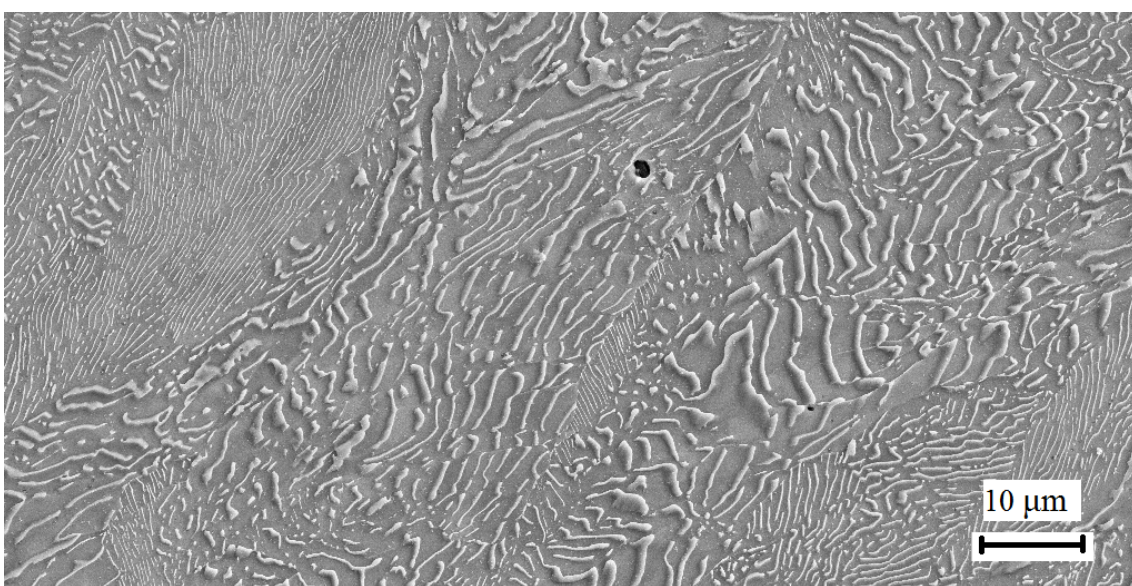
Jedná se o mírně podeutektoidní ocel. Strukturu tvoří perlitická zrna s feritem vyloučeným po hranicích zrn, často ve formě Widmānstättenovi struktury. Velikost perlitických zrn se pohybuje v řádu stovek mikrometrů až jednotek milimetrů. Lamelární struktura je patrná při zvětšení 1000x na světelném i elektronovém mikroskopu. Měření tvrdosti perlitu byla získána hodnota 210 HV 0,5. Ta je v dobré shodě s tvrdostí 216 HBW 5/750 naměřené na odpovídajícím vzorku a souhlasí s tvrdostí perlitické struktury o eutektoidním obsahu uhlíku [9][11].



Obrázek 63: Slitina s 0,72 hmot. % C, původní stav, střed, 100x



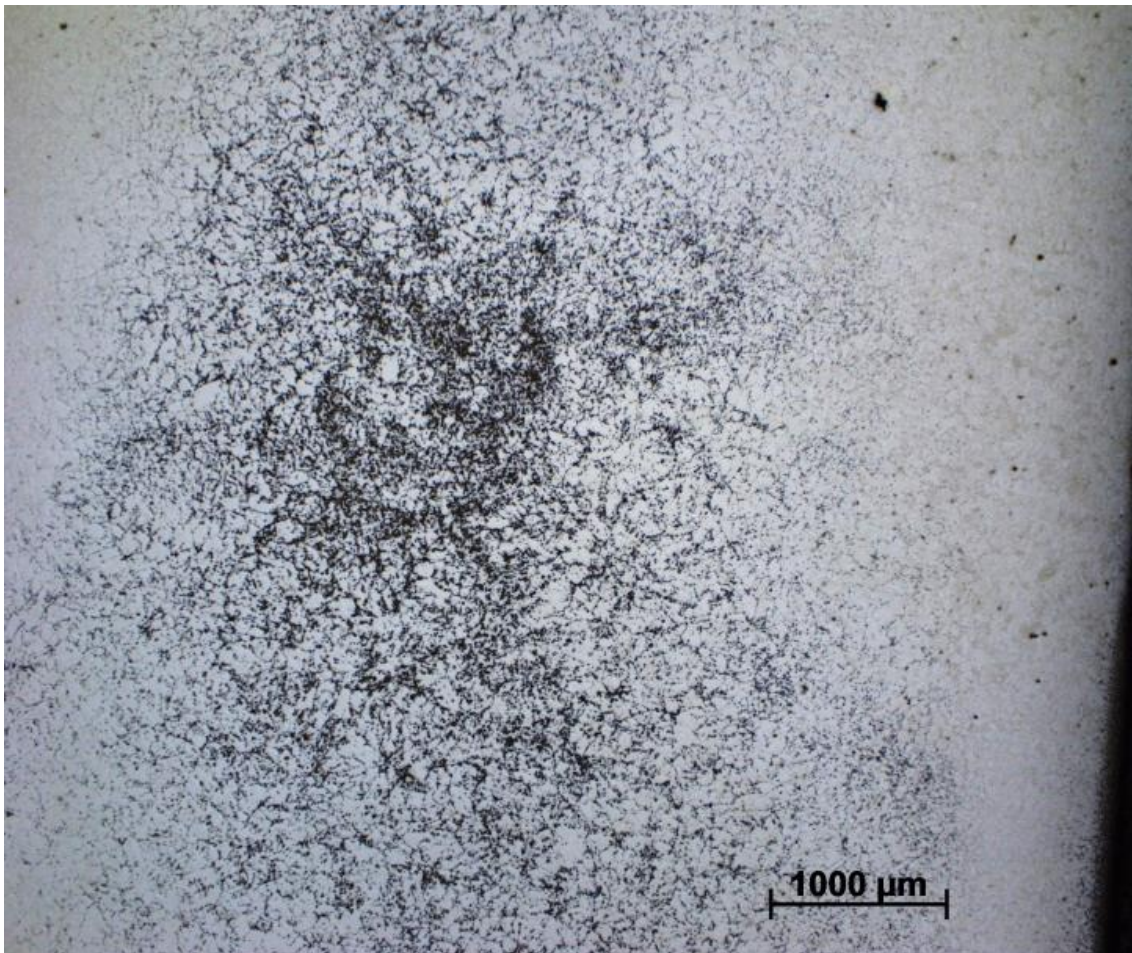
Obrázek 64: Slitina s 0,72 hmot. % C, původní stav, střed, 1000x



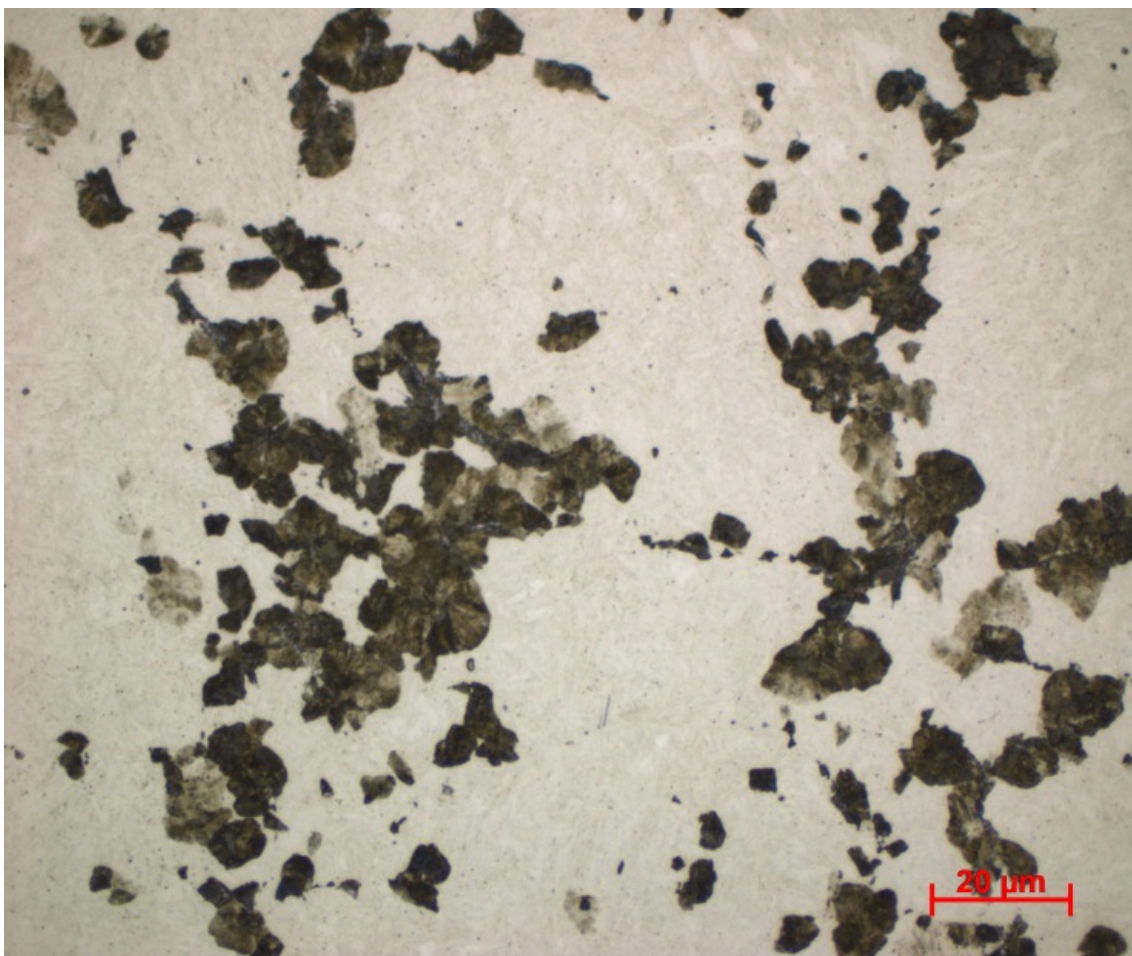
Obrázek 65: Slitina s 0,72 hmot. % C, původní stav, 1000x, elektronový mikroskop

6.2.3.b Slitina s hmotnostním podílem uhlíku 0,72 %, kalena z optimální teploty

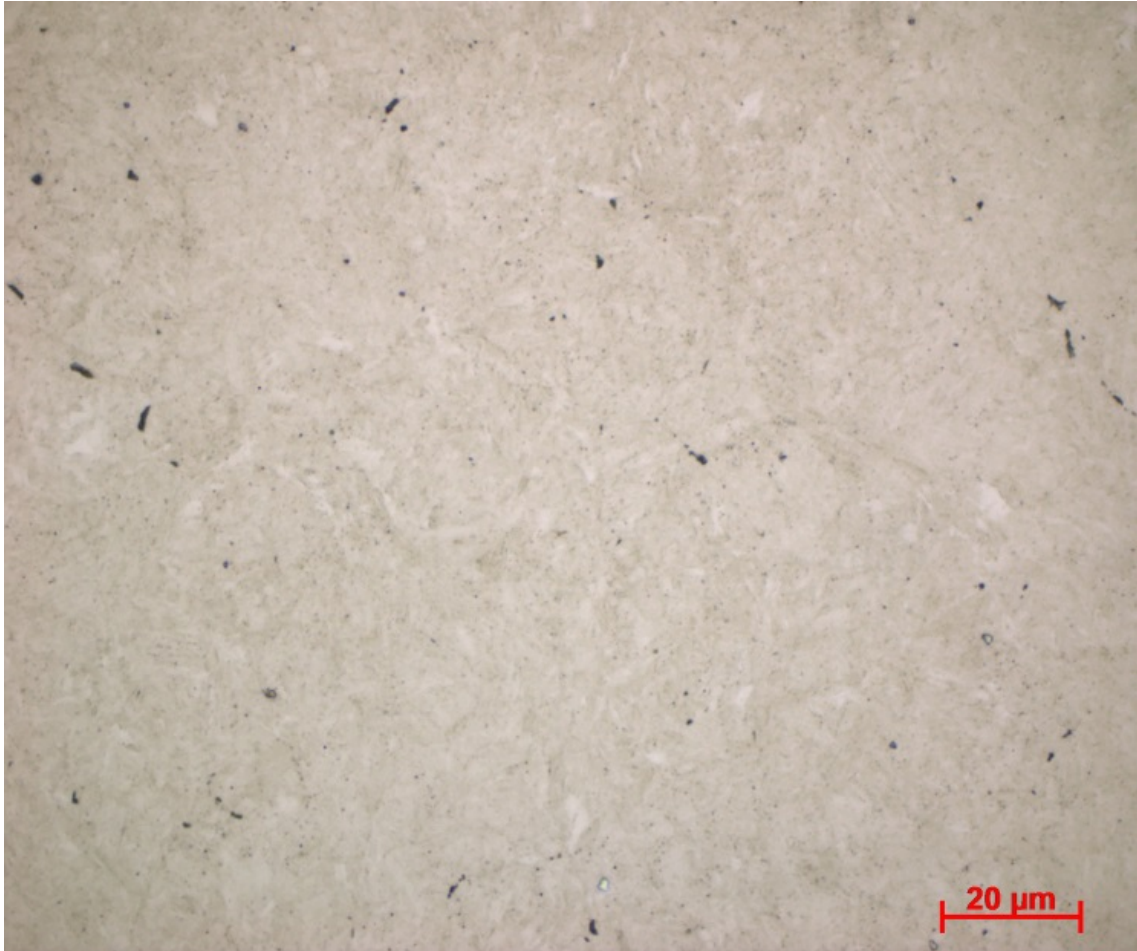
Na okraji je ocel tvořena jemnou, deskovitou strukturou. Její tvrdost byla stanovena měřením na 800 HV 0,5. Morfologie i tvrdost odpovídá jemnozrnnému, deskovitému martenzitu s malým podílem zbytkového austenitu. Ve středu vzorku se po hranicích původních austenitických zrn vylučuje nová struktura. Z produktů rozpadu austenitu její morfologie nejvíce odpovídá perlitu s velice jemnou, lamelární strukturou. Ochlazovací rychlost směrem ke středu vzorku klesá, až klesne pod kritickou rychlost. Křivka ochlazování v té chvíli protne vrchol perlitického nosu a ve struktuře oceli se na hranicích austenitických zrn začne vylučovat perlit. Křivka ochlazování pak pokračuje z oblasti perlitické přeměny do oblasti martenzitu a zbývající austenit uvnitř zrn podstoupí martenzitickou přeměnu. S rostoucí hloubkou pod povrchem dále klesá ochlazovací rychlost a tím stoupá podíl perlitu. Vzhledem k poloze [6] bainitické oblasti v ARA diagramu uhlíkových ocelí (obr. 69) je pravděpodobné, že malý podíl jehlicovitých útvarů v oceli není martenzit, ale bainit. Při snímkování elektronovým mikroskopem se však nepodařilo bainit objevit.



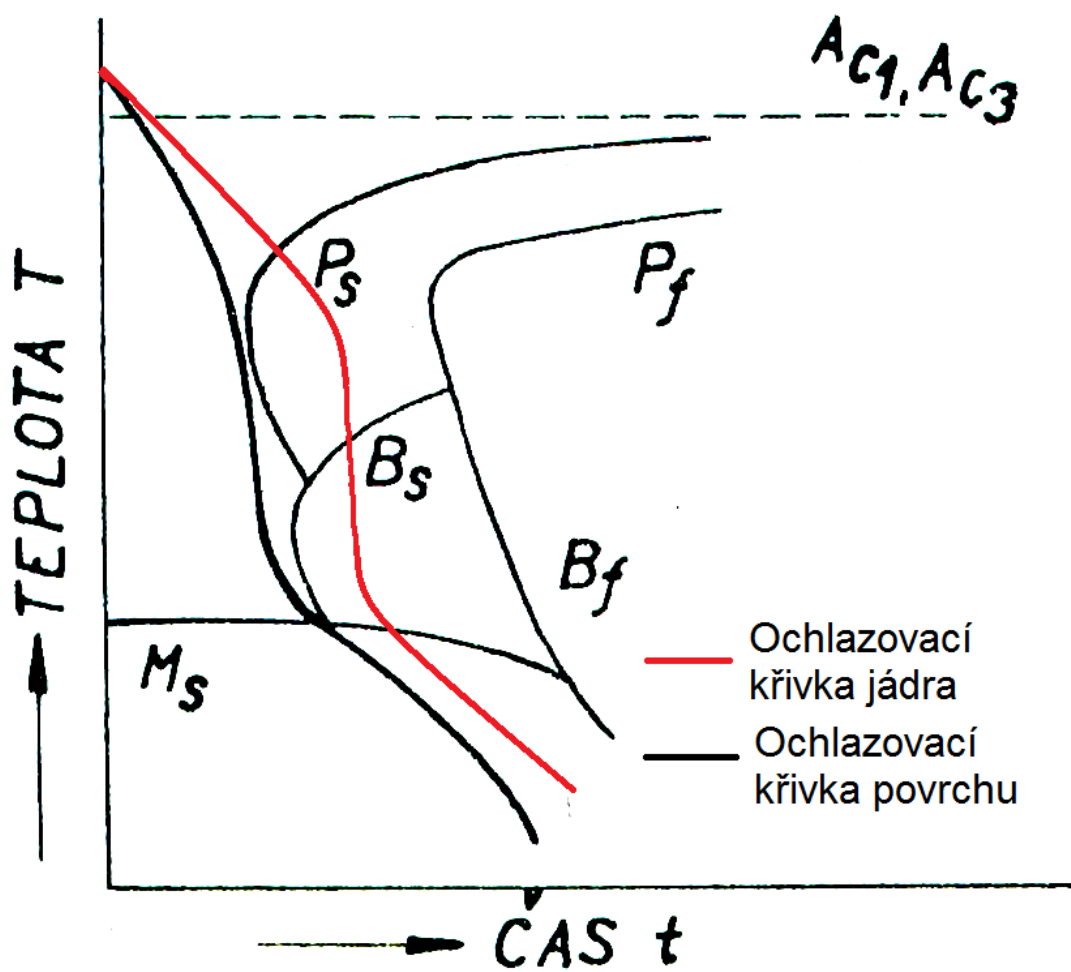
Obrázek 66: Slitina s 0,72 hmot. % C, kalena z optimální teploty, 25x



Obrázek 67: Slitina s 0,72 hmot. % C, kalena z optimální teploty, střed, 1000x



Obrázek 68: Slitina s 0,72 hmot. % C, kalena z optimální teploty, okraj, 1000x



Obrázek 69: Ilustrace ARA diagramu vzorku slitiny s 0,72 hmot. % C kalené z optimální teploty

6.2.3.c Slitina s hmotnostním podílem uhlíku 0,72 %, kalena z vysoké teploty

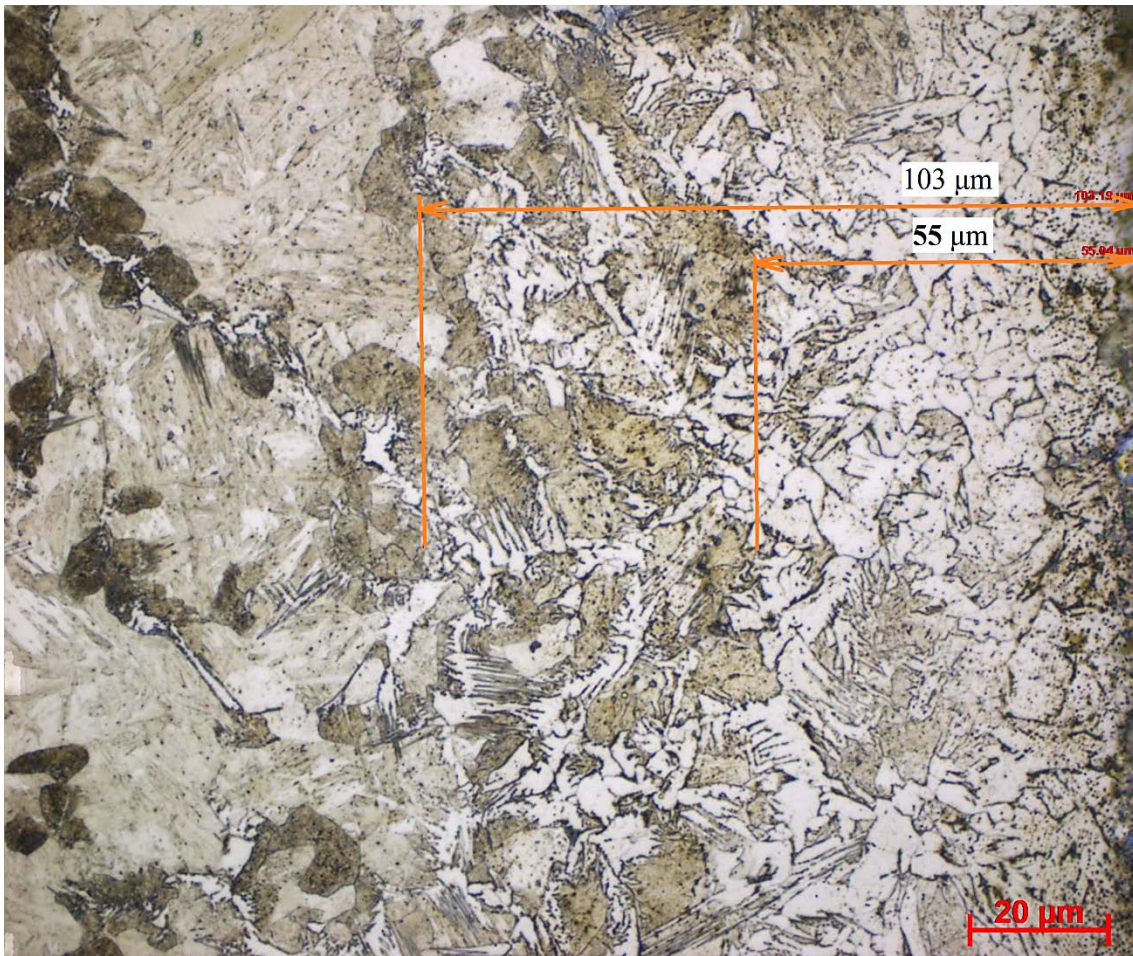
Na snímcích je struktura velice podobná předešlému vzorku. U snímků se zvětšením 500x a 1000x je však patrné, že struktura je hrubozrnější. Martenzitické útvary jsou několikrát větší, což dokládá zhrubnutí původního austenitického zrna v důsledku prodlevy na teplotě 1100 °C. Hrubší austenit i martenzit vede k většímu podílu zbytkového austenitu [4]. Ve struktuře je také větší podíl perlitu. Tvrdost martenzitu dosáhla 830 HV 0,5. V případě perlitu byla naměřena tvrdost 460 HV 0,025. To značně přesahuje obvyklou tvrdost perlitu eutektoidního složení [9]. Nárůst má opět na svědomí malá mezilamelární vzdálenost perlitu a použité zkušební zatížení 0,245 N [8]. Celková tvrdost vzorku byla naměřena 452 HBW 5/750. Vlivem zhrubnutí původního austenitického zrna tedy došlo k podstatnému poklesu tvrdosti.

U povrchu vzorku se nachází dvě vrstvy s rozdílnou morfologií. Pomocí mikrotvrdoměru byly naměřeny jejich tvrdosti. Z důvodu malé mocnosti obou vrstev, cca 50 mikrometrů, bylo použito malé zkušební zatížení. Ve vrstvě bezprostředně pod povrchem byla naměřena hodnota 125 HV 0,025. Ve druhé vrstvě dosáhla tvrdost hodnoty 265 HV 0,025. V povrchové vrstvě morfologie i tvrdost odpovídá feritu. Ve druhé vrstvě jsou ve struktuře zrna perlitu a feritu. Ferit má výraznou Widmännstattenovu morfologii. Pod touto vrstvou je struktura oceli tvořena feritem a perlitem vyloučeným po hranicích původních austenitických zrn. Vnitřek těchto zrn je tvořen martenzitickými útvary. S rostoucí hloubkou pod povrchem ve struktuře ustupuje ferit a klesá i podíl perlitu. V některých místech dokonce dostaneme čistě martenzitickou strukturu. Dále ke středu pak opět podíl perlitu roste.

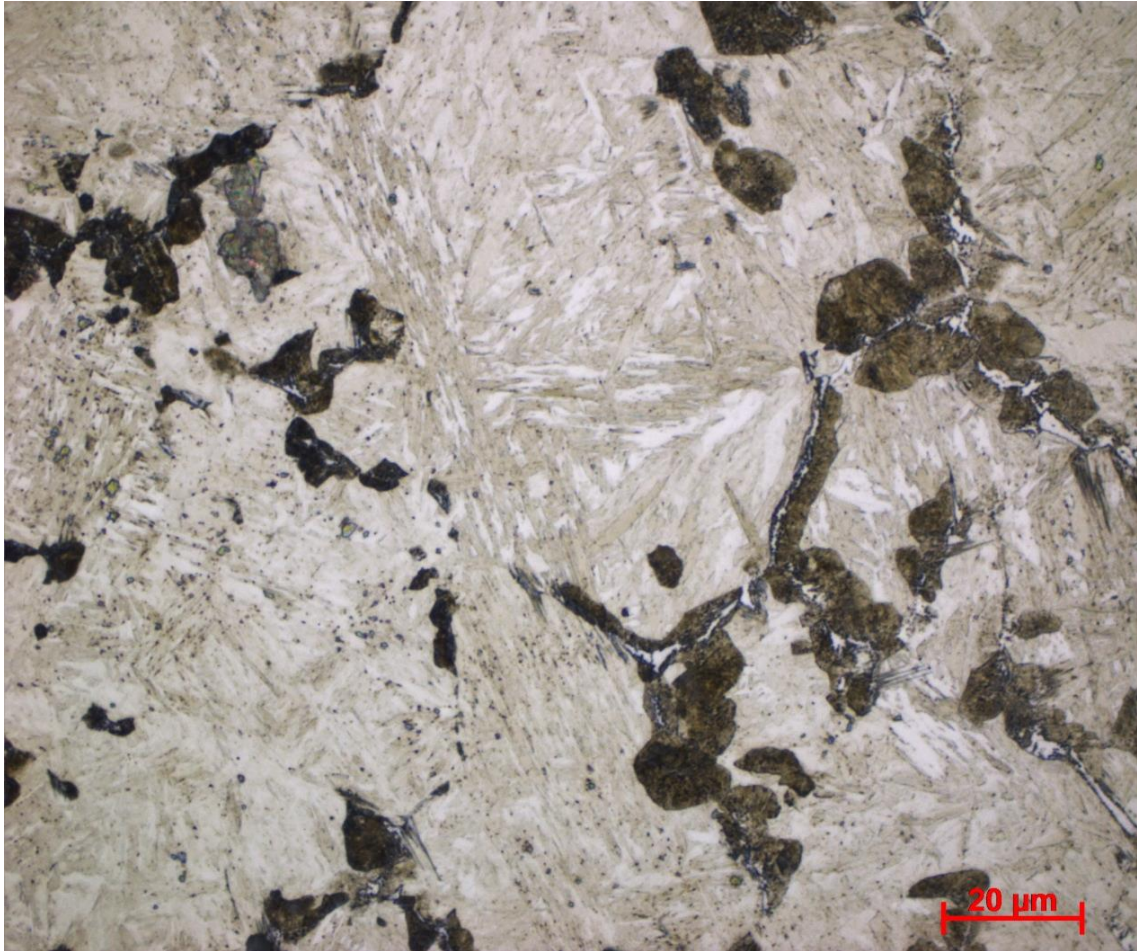
Tento strukturní gradient dobře vysvětluje oduhličení povrchových vrstev. S klesajícím podílem uhlíku se zmenšuje stabilita austenitu a tím roste kritická rychlost. Na povrchu vzorku je feritická struktura bez výrazné Widmännstattenovy struktury. Obsah uhlíku je zde natolik nízký, že ačkoliv je tato vrstva bezprostředně pod povrchem (tudíž zde působí nejvyšší ochlazovací rychlost), tak při daném složení vrstvy tato rychlost vedla ke vzniku proeutektoidních fází v podobě idiomorfního feritu. Struktura je velmi jemnozrná, pravděpodobně díky rychlosti ochlazování a poměrně značnému množství nečistot z pískové lící formy, Tyto inkluze slouží jako nukleační zárodky feritu.

V následující vrstvě je struktura podobná vzorku oceli s obsahem 0,2 hmot. % C kalené z vysoké teploty. Je tvořena jemným perlitem a Widmännstattenovým feritem. Rychlost ochlazování je oproti předchozí vrstvě nižší, díky větší hloubce pod povrchem. Ze stejného důvodu je ale v této vrstvě naopak poněkud vyšší obsah uhlíku. To vede k poklesu kritické rychlosti. Díky tomu i nižší ochlazovací rychlost postačuje ke vzniku podílu perlitu ve struktuře.

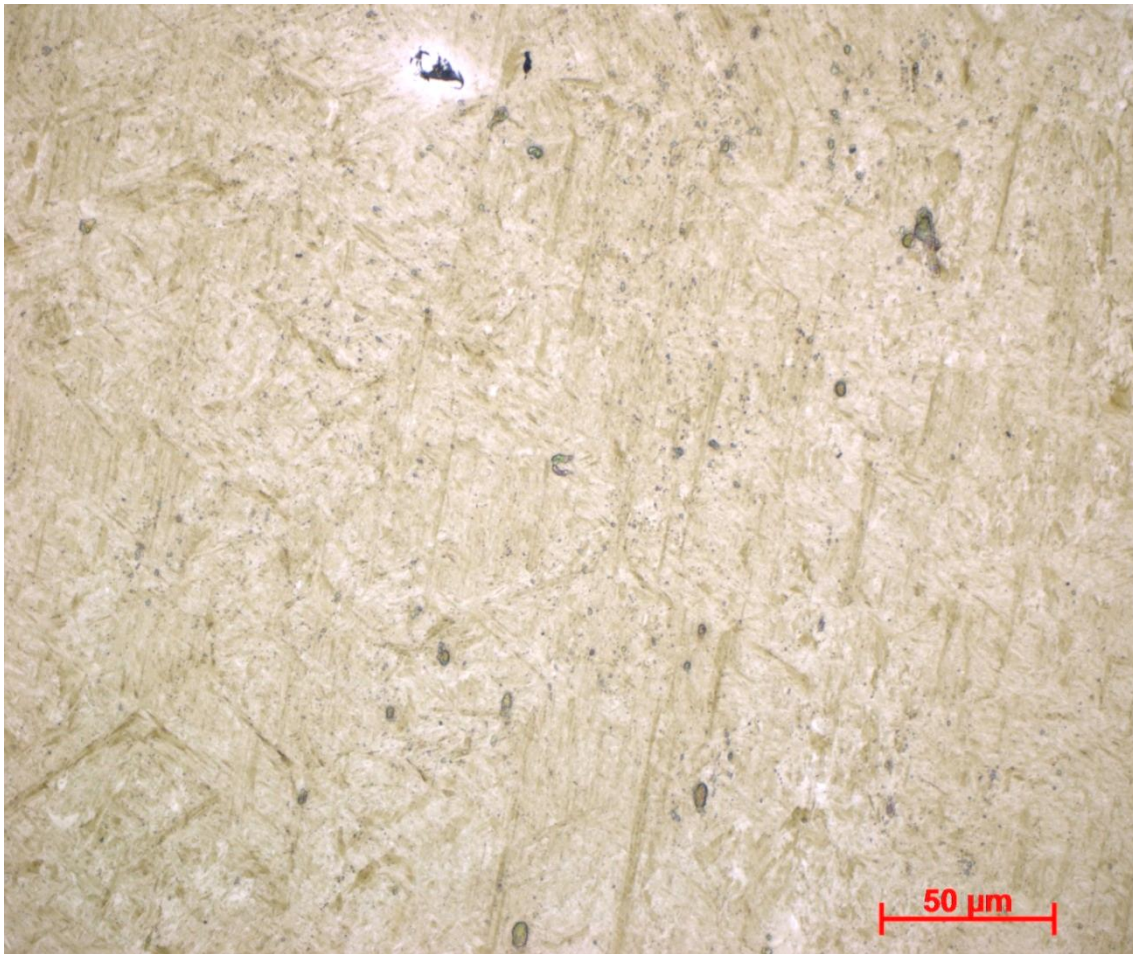
Ještě hlouběji pod povrchem dále klesá ochlazovací rychlost, zároveň však vlivem stoupajícího podílu uhlíku ve slitině klesá i kritická rychlost. Ve struktuře tak postupně ubývá feritu a uvnitř původních austenitických zrn se objevuje martenzit se zbytkovým austenitem a pravděpodobně bainitem. V určitých místech dokonce při správné kombinaci ochlazovací rychlosti a koncentrace uhlíku vznikne čistý martenzit, doprovázený zbytkovým austenitem. Ještě hlouběji už je obsah uhlíku stabilizovaný a kritická rychlost zůstává stejná. Ochlazovací rychlost však s rostoucí hloubkou dále klesá. Na hranicích původních austenitických zrn se proto znovu tvoří perlit a jeho podíl směrem k jádru dále roste.



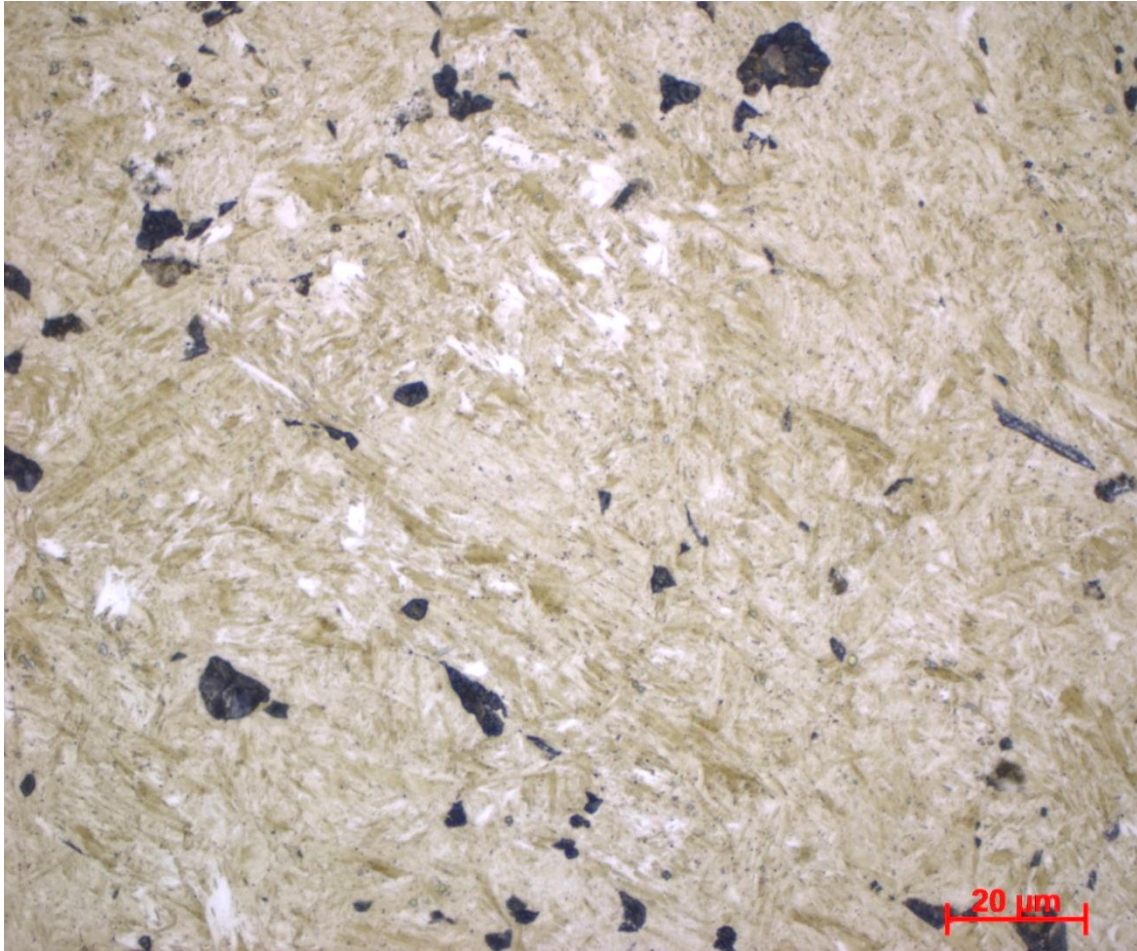
Obrázek 70: Slitina s 0,72 hmot. % C, kalena z vysoké teploty, povrchové vrstvy, 1000x



Obrázek 71: Slitina s 0,72 hmot. % C, kalena z vysoké teploty, oblast hlouběji pod povrchem, 1000x



Obrázek 72: Slitina s 0,72 hmot. % C, kalena z vysoké teploty, oblast martenzitu a zbytkového austenitu, 1000x



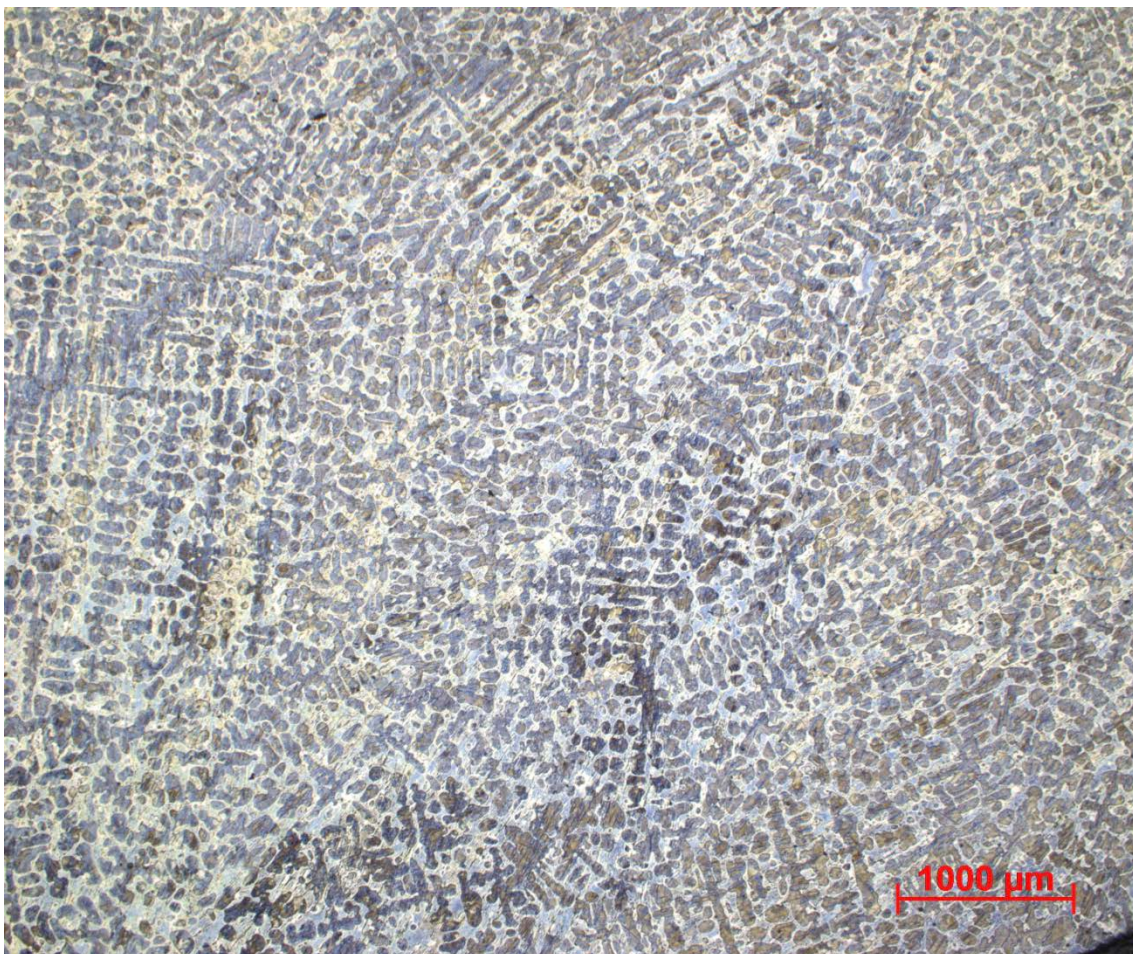
Obrázek 73: Slitina s 0,72 hmot. % C, kalena z vysoké teploty, oblast jádra, 1000x

6.2.4 Slitina s hmotnostním obsahem uhlíku 3 %

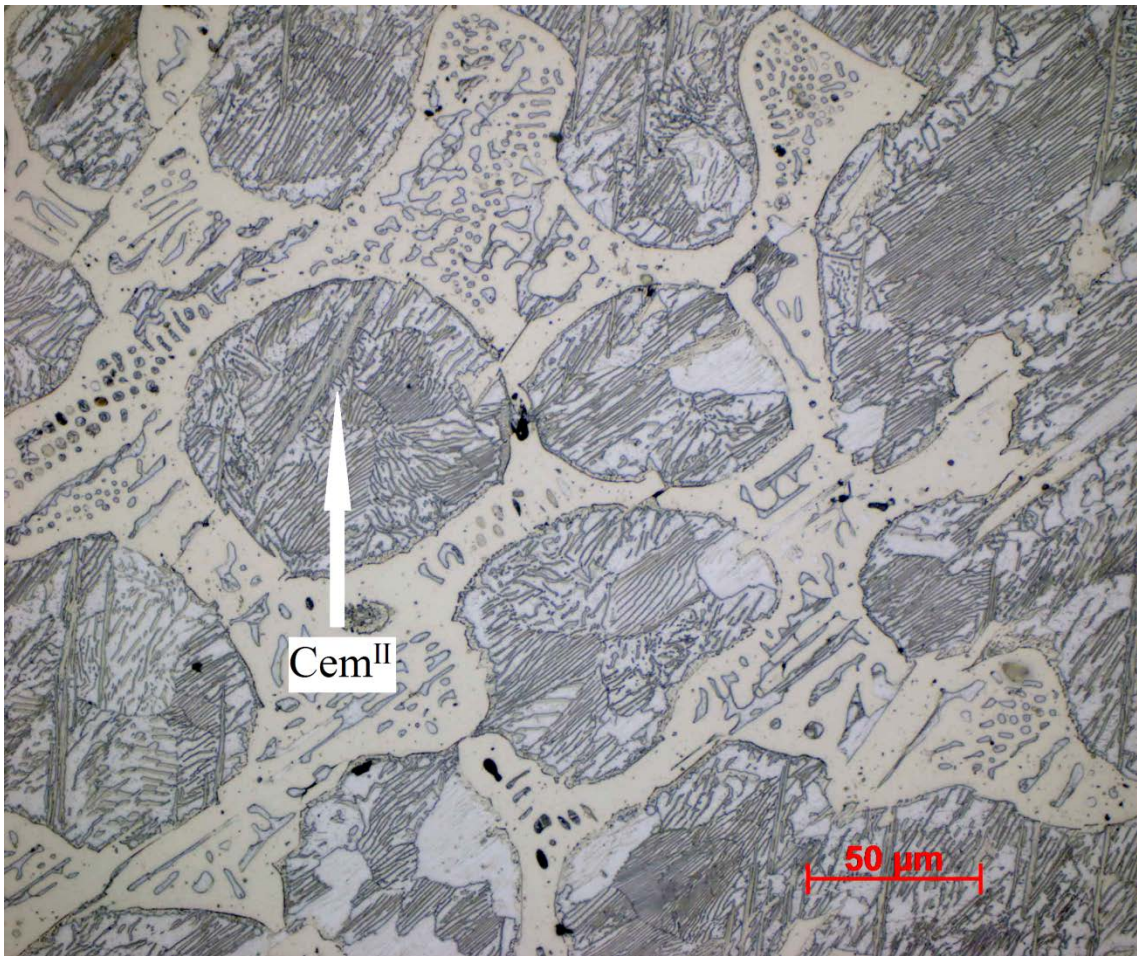
6.2.4.a Slitina s hmotnostním obsahem 3 % C, původní stav

Dle chemického složení i pozorované morfologie se jedná o bílou litinu podeutektického složení. Ocel má výraznou dendritickou morfologii. Ve struktuře jsou výrazná zrna perlitu a oblasti transformovaného ledeburitu. Ten je tvořen ledeburitickým cementitem a globulárními útvary ledeburitického perlitu. Část ledeburického cementitu je ve skutečnosti sekundární cementit, vyloučený po hranicích původních austenitických zrn. Sekundární cementit se také vyskytuje uvnitř zrn perlitu. Na obrázku 75 je označen šipkou a zkratkou Cem^{II}. Má podobu dlouhých, přímých útvarů tvořených několika paralelními lamelami cementitu, které jsou umístěné blízko sebe. Tato morfologie je výsledkem přednostního růstu intragranulárního sekundárního cementitu v určitých preferovaných krystalografických směrech. Detailně je zobrazená na obrázku 76 pořízeném na elektronovém mikroskopu. Na tomto obrázku jsou na povrchu vzorku patrné drobné křemíkové částice, které zde zůstaly po mechanicko chemickém leštění pomocí suspenze koloidního křemíku pod označením OP-S.

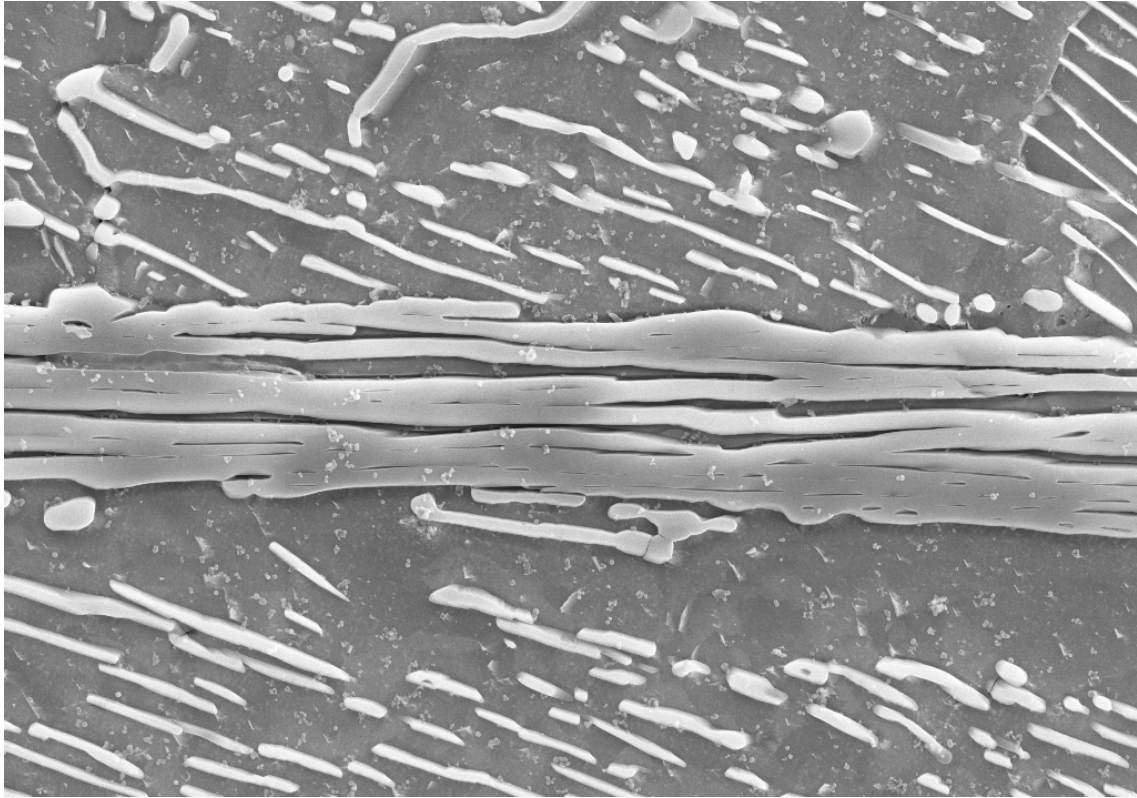
Tvrдость perlitu dosahuje 288 HV 0,5. U ledeburitického cementitu byla naměřena tvrдость 1300 HV 0,05. Oba údaje jsou v očekávaném rozmezí tvrđostí těchto fází [9][4].



Obrázek 74: Slitina s 3 hmot. % C, původní stav, dendritická morfologie, 25x



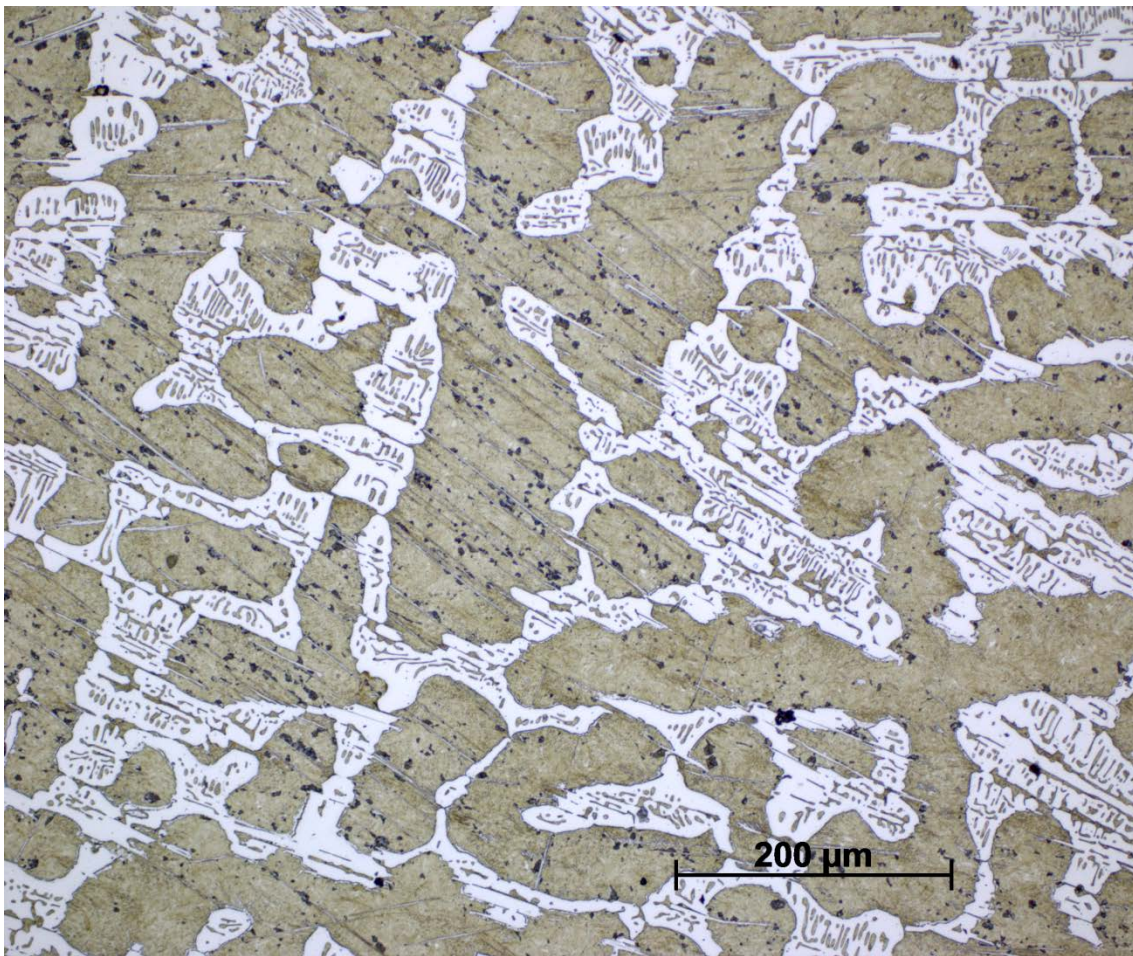
Obrázek 75: Slitina s 3 hmot. % C, původní stav, 500x



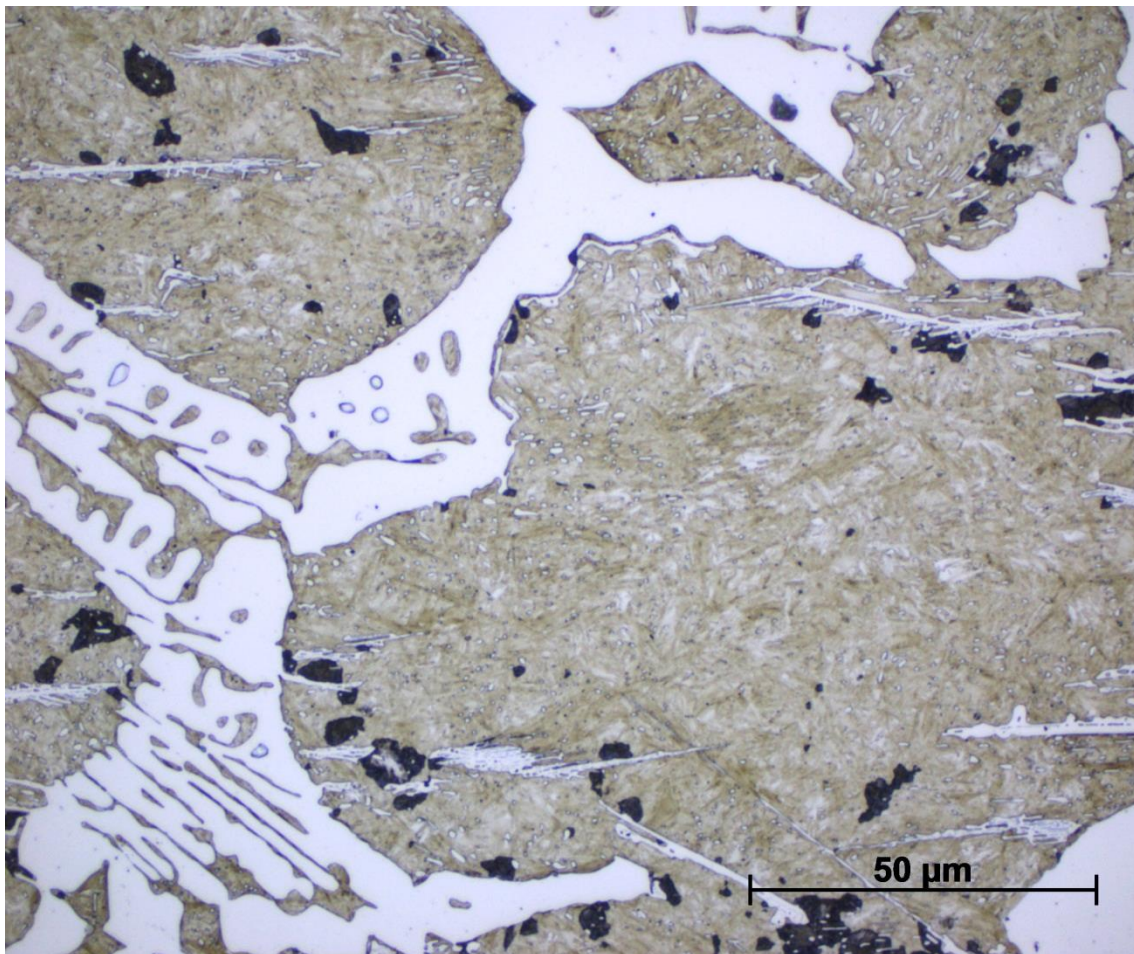
Obrázek 76: Slitina s 3 hmot.% C, původní stav, detail Cem^{II}, 5000x

6.2.4.b Slitina s hmotnostním obsahem 3 % C, kalena z optimální teploty

V oceli zůstala zachována dendritická struktura. Perlit je v ní však nahrazen jemnozrnným martenzitem doprovázeným malým podílem zbytkového austenitu. Martenzitická přeměna proběhla i v perlitu ledeburitickém. Tvrdost martenzitu dosahuje až 940 HV 0,5. Sekundární cementit vyloučený uvnitř původního perlitu zůstal zachovaný na svém místě a je nyní obklopen martenzitem. V martenzitu se také nachází drobné, ohraničené, oválné útvary. Jde s největší pravděpodobností o zbytky lamel cementitu z perlitu, které se zcela nerozpustily při austenitizaci v důsledku nedostatečně dlouhé prodlevy na kalicí teplotě. V jádře vzorku je v martenzitu patrná drobná příměs perlitických zrn, vyloučených na fázovém rozhraní s cementitem. Svědčí o poklesu ochlazovací rychlosti v jádře pod hodnotu kritické rychlosti. Ledeburitický cementit zůstal ve struktuře také zachován a jeho tvrdost byla stanovena na 1300 HV 0,05.



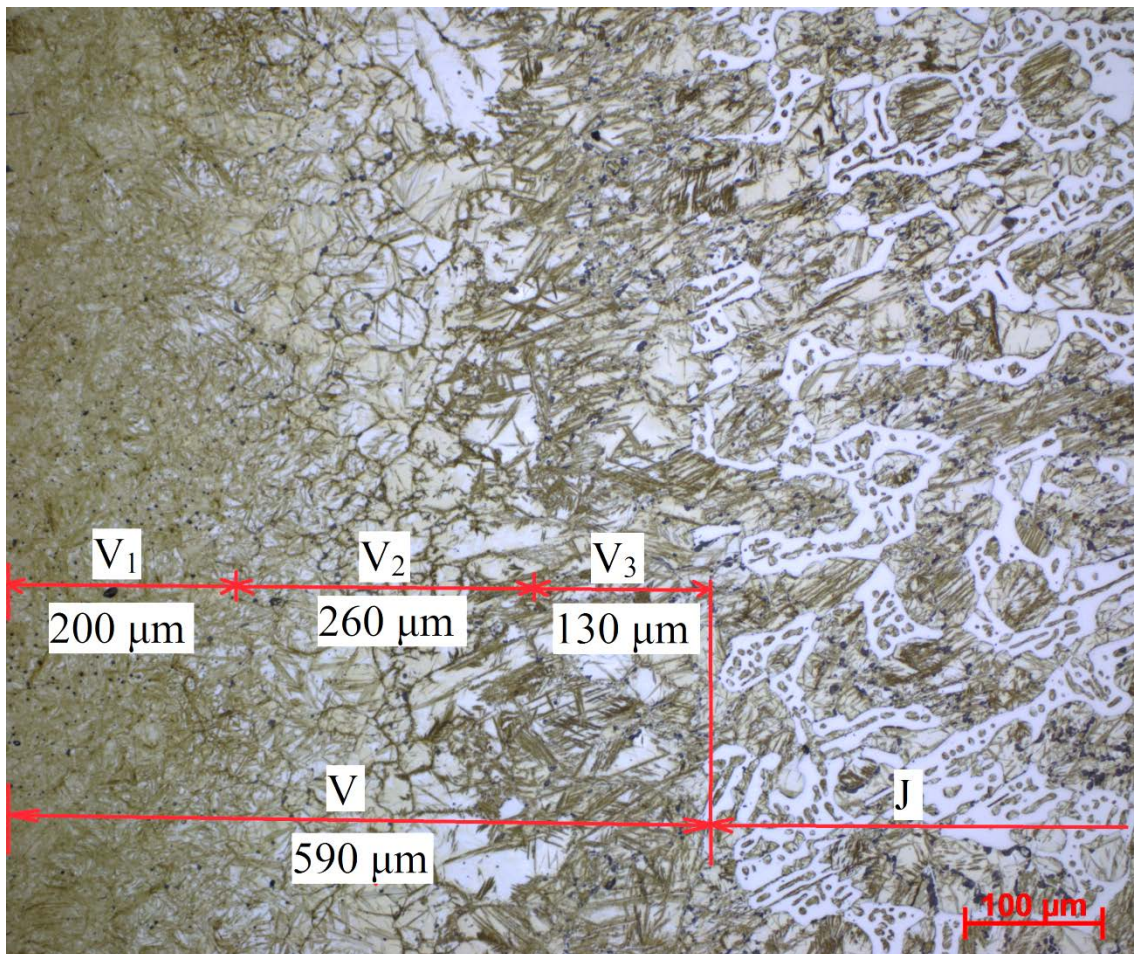
Obrázek 77: Slitina s 3 hmot. % C, kalena z optimální teploty, 200x



Obrázek 78: Slitina s 3 hmot. % C, kalena z optimální teploty, jádro, 1000x

6.2.4.c Slitina s hmotnostním obsahem 3 % C, kalena z vysoké teploty

Ve vzorku slitiny jsou patrné dvě oblasti s velice odlišnou morfologií. Oblast označená na snímku 79 písmenem **J** má výraznou dendritickou morfologii se zřetelným zastoupením ledeburitického cementitu. Druhá oblast, která je na obrázku 79 označená písmenem **V**, postrádá dendritickou morfologii i ledeburitický cementit. Nepřítomnost ledeburitického cementitu dokazuje, že ve vrstvě **V** došlo ke změně chemického složení slitiny. Obsah uhlíku zde musel klesnout natolik, že se dostal pod hodnotu 2,11 hmot. %, což je maximální rozpustnost uhlíku v austenitu. Pod touto hodnotou se ve slitině nevyskytuje eutektikum. Oblast **V** vytváří povrchovou vrstvu vzorku o mocnosti zhruba 590 μm . Z toho je zřejmé, že ke změně chemického složení této vrstvy došlo oduhličením povrchu vzorku díky 15 minutové prodlevě na vysoké kalicí teplotě (1100 $^{\circ}\text{C}$).



Obrázek 79: Slitina s 3 hmot. % C, kalena z vysoké teploty, členění oblastí, 200x

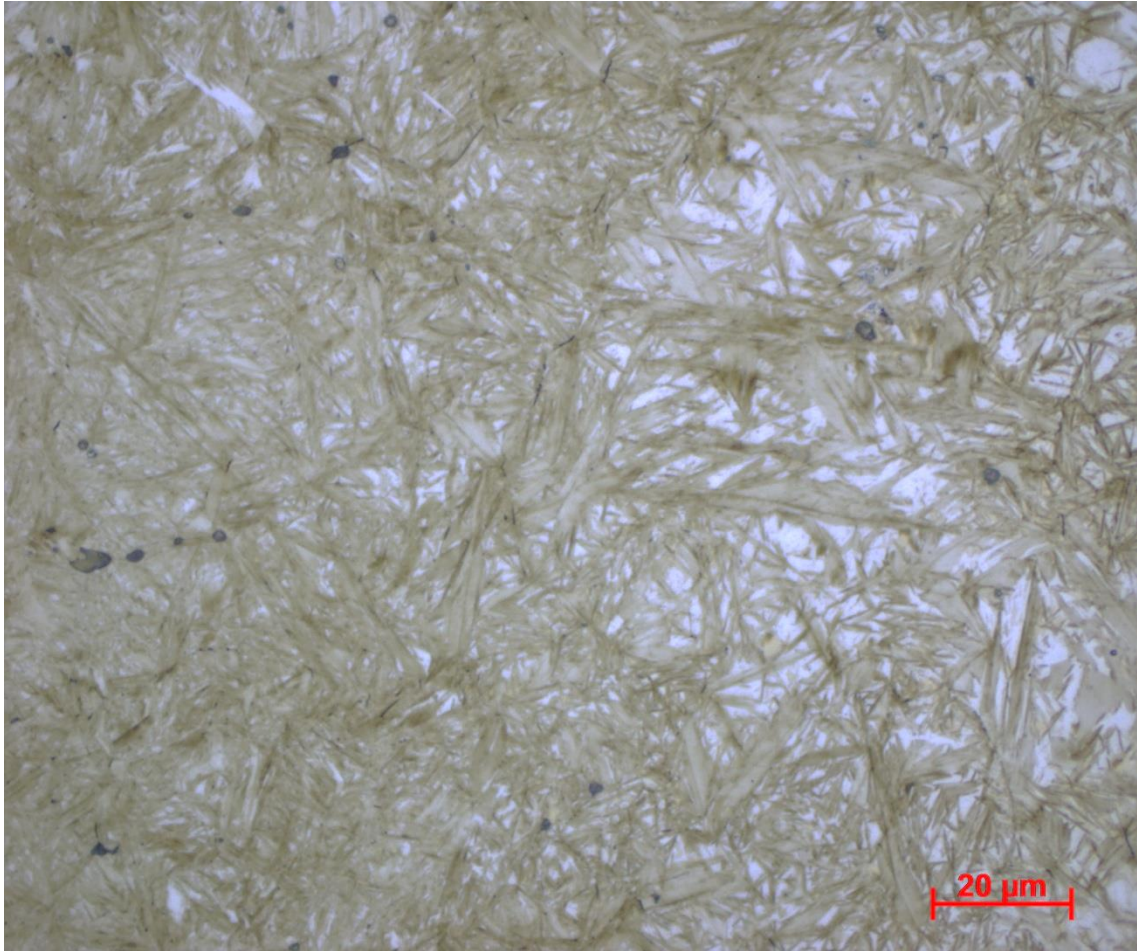
Při bližším prozkoumání oblasti **V** je patrné, že v oblasti **V** jsou tři vrstvy s odlišnými morfologiemi. Na obrázku 79 jsou označeny postupně směrem od povrchu jako vrstvy **V₁**, **V₂**, **V₃**.

Vrstva V_1 je nejbližší povrchu a došlo v ní k největšímu oduhličení. Její tvrdost byla měřením stanovena na 1115 HV 0,05. Tvrdost a morfologie odpovídají jemnému martenzitu doprovázeným malým podílem zbytkového austenitu. To svědčí o obsahu uhlíku, který se blíží eutektoidní koncentraci 0,765 %. Ve vrstvě není patrné zhrubnutí zrna vlivem dlouhé prodlevy na vysoké kalící teplotě. To může být způsobeno přítomností značného počtu pískových nečistot pocházejících z odlévací formy, Tyto částice usnadňují heterogenní nukleaci martenzitu, zvyšují počet zárodků a tím i počet martenzitických útvarů.

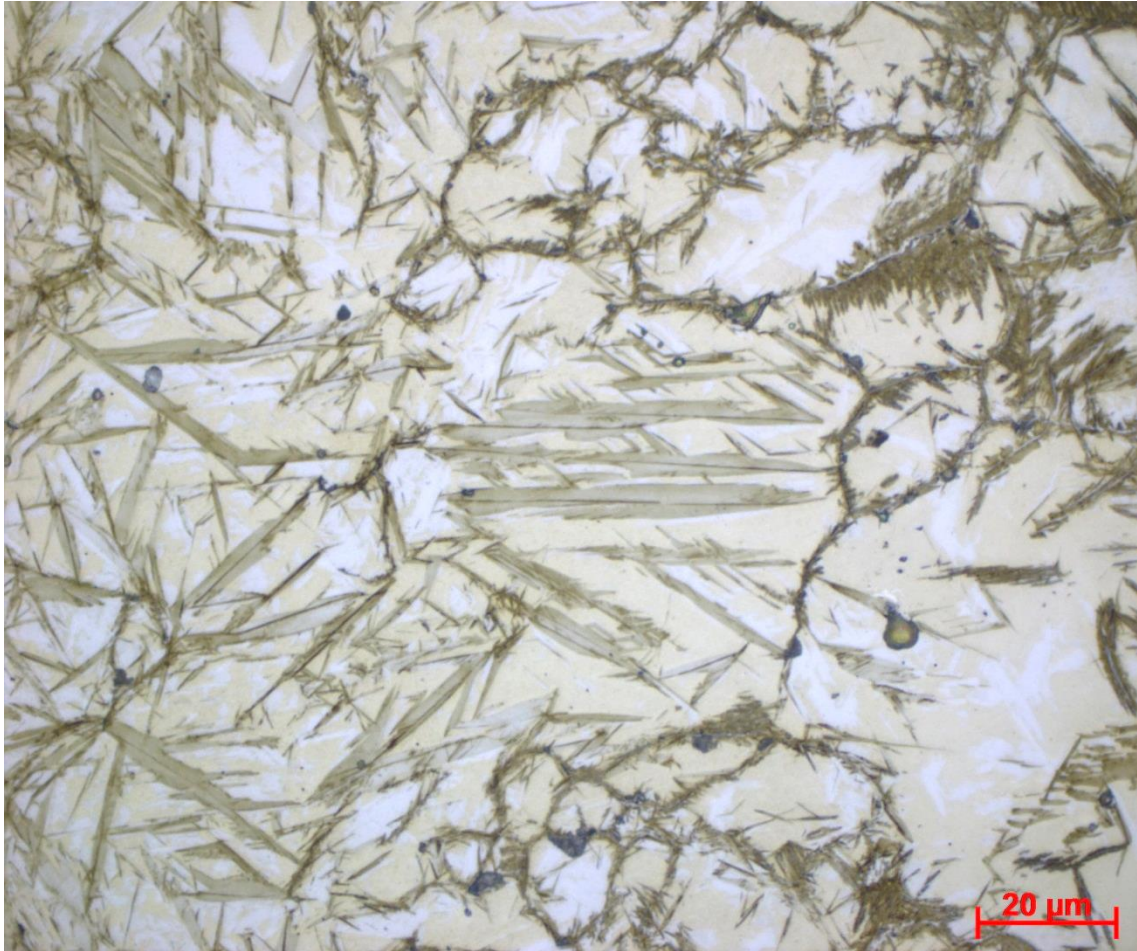
Ve vrstvě V_2 je patrné výrazné zhrubnutí martenzitických desek a značný nárůst podílu zbytkového austenitu. Oba tyto jevy doprovázejí kalení nadeutektoidních ocelí z kalících teplot nad A_{cm} . Vlivem vysoké teploty zhrubne původní austenitické zrno, což vede k hrubým martenzitickým útvarům. Hrubé austenitické zrno také částečně zvyšuje podíl zbytkového austenitu. Ten dále stoupá díky vysokému obsahu uhlíku rozpuštěného v austenitu, což způsobuje značný pokles teploty M_f .

V této vrstvě dobře patrný tvar hrubých martenzitických desek, který odpovídá vysokouhlíkovému martenzitu s dvojčatovou substrukturou. Uprostřed některých čočkovitých útvarů martenzitu je dobře viditelné středové žebro, takzvaný midrib, tvořené dvojčaty. Desky martenzitu přednostně rostou v určitých preferovaných rovinách. V této struktuře s nižší hustotou martenzitických desek jsou tyto směry dobře patrné, viz obrázek 81. Tvrdost slitiny v této oblasti dosáhla 913 HV 0,05. Pokles tvrdosti proti oblasti V_1 je způsoben zvýšeným podílem zbytkového austenitu.

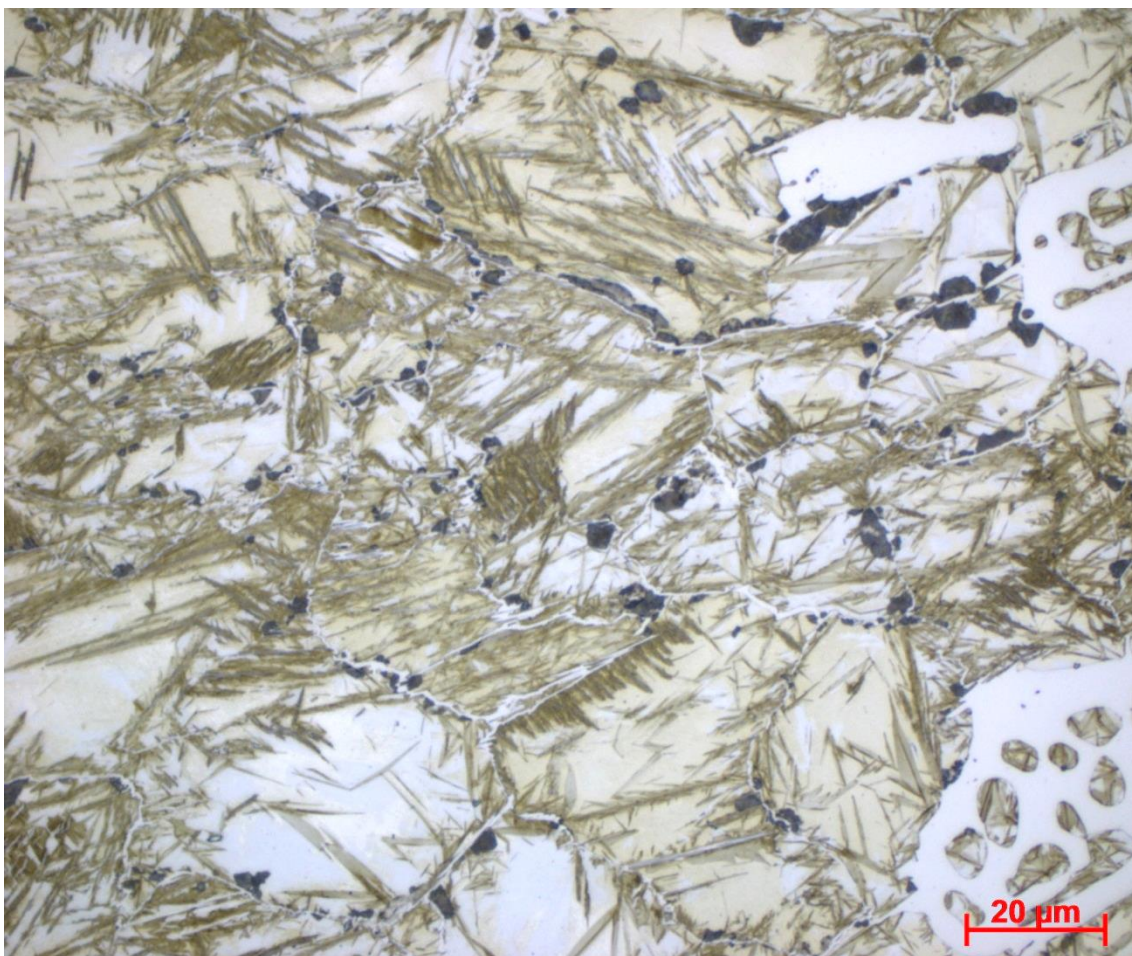
Ve vrstvě označené V_3 je přítomný sekundární cementit vyloučený na hranicích i uvnitř původních austenitických zrn. Koncentrace uhlíku v této části přesáhla maximální rozpustnost uhlíku v austenitu při teplotě 1100 °C. Ta činí při aproximaci křivky A_{cm} přímkou zhruba 2%. Sekundární cementit usnadňuje heterogenní nukleaci martenzitu. Ve struktuře jsou patrné řady rovnoběžných martenzitických desek nukleovaných na cementitu vyloučeném po hranicích původních austenitických zrn, popřípadě na jehlicovitém cementitu, který protíná původní austenitická zrna. Ve struktuře se objevuje malý podíl perlitu, který značí pokles ochlazovací rychlosti pod hodnotu kritické rychlosti. Tvrdost slitiny v této vrstvě dosáhla 900 HV 0,05.



Obrázek 80: Slitina s 3 hmot. % C kalená z vysoké kalící teploty, jemnozrný martenzit a zbytkový austenit, oduhličená oblast V₁, 1000x

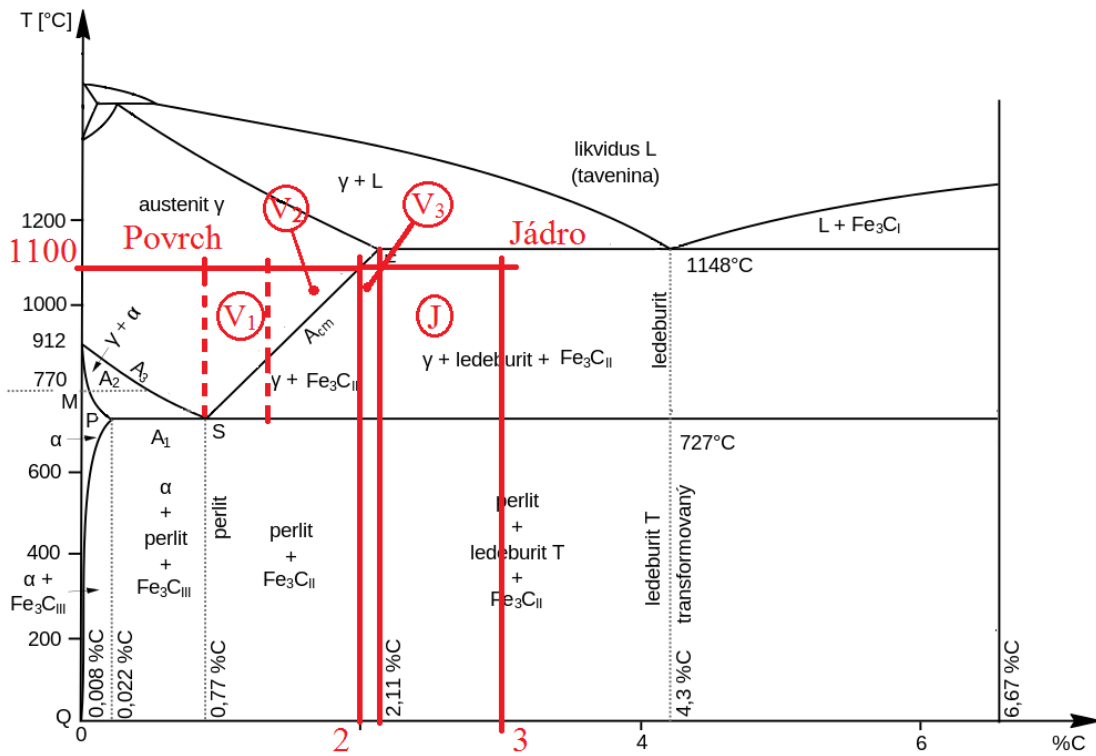


Obrázek 81: Slitina s 3 hmot. % C kalená z vysoké teploty, hrubý martenzit a zbytkový austenit, oduhličená oblast V₂, 1000x



Obrázek 82: Slitina s 3 hmot. % C kalená z vysoké teploty, martenzit, zbytkový austenit, sekundární cementit a perlit. Oduhličená oblast V₃. 1000x

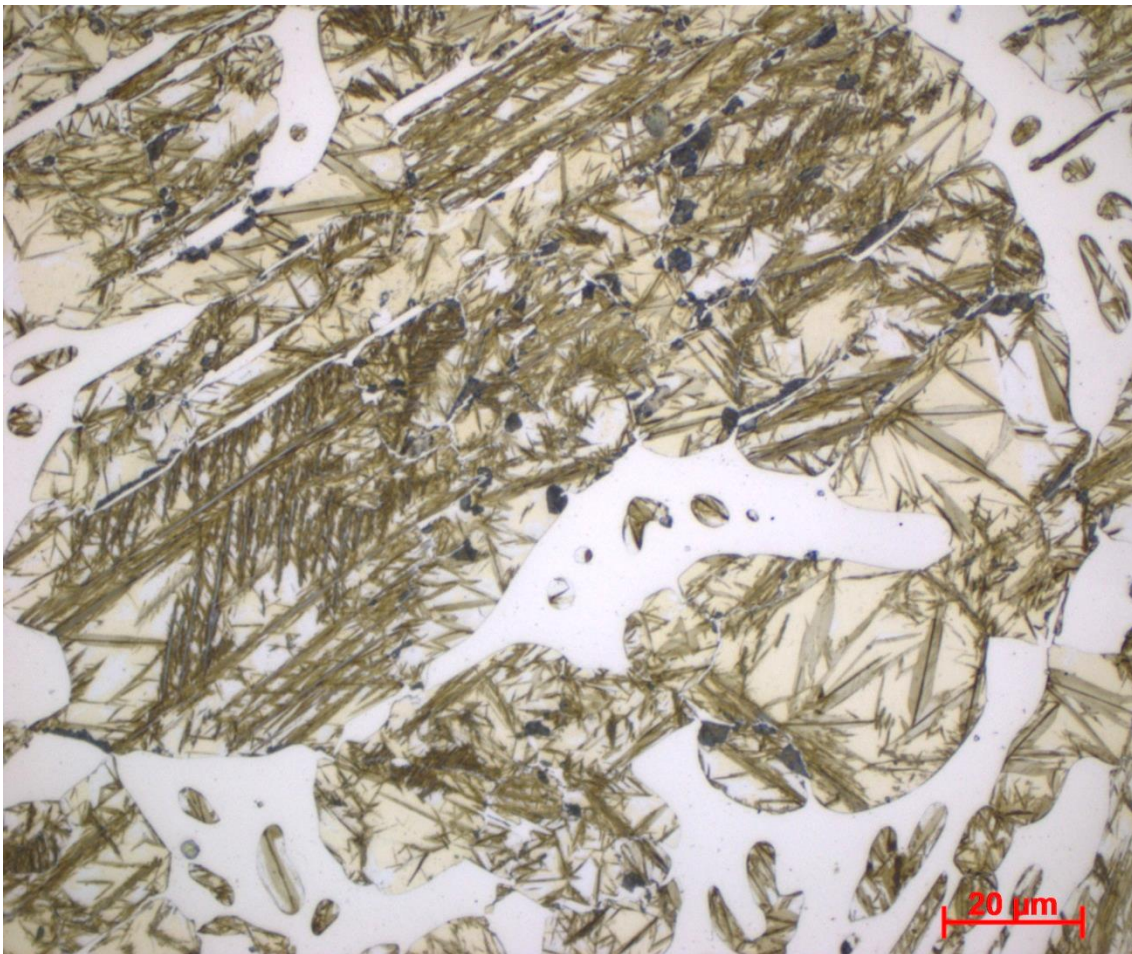
Na obrázku 83 je znázorněno schéma oduhličení a umístění jednotlivých oblastí na metastabilním diagramu Fe – Fe₃C.



Obrázek 83: Schéma oduhličení povrchových vrstev

Poslední oblastí v rámci vzorku litiny se 3 hmot. % uhlíku a kalené z vysoké teploty je oblast **J**. Zde zůstala zachována struktura s dendritickou morfologií a ledeburitickým cementitem. Sekundární cementit, který v litém stavu prorůstal perlitická zrna, zůstal částečně zachovaný i po austenitizaci a heterogenně na něm nukleovala celá řada martenzitických zárodků. Ve struktuře se s rostoucí hloubkou pod povrchem zvyšuje podíl perlitu. V porovnání se stejnou slitinou kalenou z optimální teploty je ve struktuře vyšší podíl perlitu i zbytkového austenitu. Nárůst zbytkového austenitu je důsledek většího množství uhlíku rozpuštěného v austenitu. Při kalení ze správné teploty dosahuje koncentrace uhlíku v austenitu zhruba 0,9 %. Při kalení z 1100 °C je koncentrace uhlíku v austenitu až 2 %. Tím výrazně klesají teploty M_s i M_f .

Zvýšený podíl perlitu souvisí nejpravděpodobněji se zvýšením kalící teploty a současně snížení teploty M_s . Mezi těmito teplotami je tak u vzorku kaleného z vysoké teploty mnohem větší rozdíl. Při stejné rychlosti ochlazování tak jádro vzorku kaleného z vysoké teploty zůstává delší dobu v intervalu přeměny austenitu na perlit. Tento vliv u vzorku převážil nad větší stabilitou austenitu způsobenou větším obsahem uhlíku v austenitu. Vyšší podíl zbytkového austenitu a perlitu pak způsobuje pokles tvrdosti vzorku kaleného z vysoké teploty.



Obrázek 84: Slitina s 3 hmot. % C, kalená z vysoké teploty, středová oblast J, 1000x



Obrázek 85: Elektronová mikroskopie, slitina s 3 hmot. % C, jádro s perlitem a martenzitem, 30 000x

7 Závěr

Cílem této práce bylo za použití vědeckého přístupu eliminace proměnných analyzovat strukturu a vlastnosti železných slitin.

Ze všech použitelných parametrů byly jako proměnné vybrány dva. Výška kalící teploty a obsah uhlíku ve slitině. Tedy parametry, které jsou jedny z nejstarších a nejprozkoumanějších způsobů ovlivňování struktur železných slitin. Z tohoto pohledu bylo velice důležité eliminovat pečlivou přípravou vliv ostatních parametrů. Vlastnosti výsledných struktur byly posuzovány na základě měření tvrdosti, která je nejvýznamnější vlastností kalených materiálů.

Podrobné zhodnocení vlivu zvolených parametrů na morfologii a posuzované vlastnosti jednotlivých zkoumaných slitin je uvedeno v experimentální části této práce. Zde je však vhodné zmínit dva shrnující závěry.

Výsledky analýz jsou všeobecně v dobré shodě s výsledky očekávanými na základě současných teorií a poznatků. Ať už se jedná o morfologii, vlastnosti, nebo zastoupení zkoumaných struktur a fází. To jen dokládá, jak a spolehlivé a obsáhlé jsou naše poznatky na tomto poli, získané prací přechozích materiálových vědců.

Druhým poznatkem je komplexnost vzájemných interakcí mezi zvolenými parametry. Jejich vliv na strukturu není možné zvažovat odděleně. Zřetelně to ilustrují například oduhličené části některých vzorků, kde se navzájem potkávají teplotní a chemické gradienty za vzniku celé škály struktur, propojených vzájemnou souvislostí. Znamená to, že v technické praxi je potřeba vždy pečlivě zvážit interakci všech působících parametrů.

V práci se podařilo splnit vytyčené cíle, přesto zde zůstává prostor pro další analýzy, které rámec této práce překračují. Bylo by například zajímavé změřit s větší přesností hrubost některých struktur, nebo přesněji kvantifikovat podíl zbytkového austenitu. Vyzkoušet různé metody zvýšení ochlazovací intenzity kalícího prostředí u vzorků, pro které nebyla použita intenzita kalícího prostředí dostatečná, nebo se zaměřit na detekci struktur bainitu a acikulárního feritu, které nebyly pozorovány použitými metodami.

8 Seznam zdrojů

- [1] PTÁČEK, Luděk. Nauka o materiálu I. 2., opr. a rozš. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, c2003. ISBN 80-7204-283-1.
- [2] PÍŠEK, František. Nauka o materiálu I: nauka o kovech. 1. svazek, Obecná nauka o kovech / Druhé rozšířené a zcela přepracované vydání. Praha: Academia, nakladatelství Československé akademie věd, 1966.
- [3] RYŠ P., CENEK M., MAZANEC K. a HRBEK A. Nauka o materiálu I: Nauka o kovech 4. svazek, Železo a jeho slitiny. 2. rozš. a zcela přepracované vyd. Praha: AKADEMIA, 1975.
- [4] PTÁČEK, Luděk. Nauka o materiálu II. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3.
- [5] VODÁREK, Vlastimil. Fázové přeměny: studijní opora. [online]. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2014. [cit. 2018-05-25]. ISBN 978-80-248-3594-5. Dostupné z: https://www.fmfi.vsb.cz/export/sites/fmfi/modin/cs/studijni-opory/resitelsky-tym-3-materialove-izenyrstvi/fazove-premeny/Vodarek_Fazove-premeny.pdf
- [6] MÜNSTEROVÁ, Eva a Eva MOLLIKOVÁ. Fázové přeměny při tepelném zpracování: přednáška pro předmět Struktura a vlastnosti materiálů. [online]. Brno: VUT – Vysoké učení technické, 2012. [cit. 2018-05-25]. Dostupné z: http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/vyuka/struktura_a_vlastnosti_materialu/prednasky/02-03%20-%20Fazove%20premeny%20pri%20TZ.pdf
- [7] HAMERNÍK, Jan. Základy tepelného zpracování kovů. *Ttp://jhamernik.sweb.cz*. [online]. České Budějovice: Jan Hamerník [cit. 2018-05-25]. Dostupné z: http://jhamernik.sweb.cz/tepelne_zpracovani.htm
- [8] VĚCHET, Stanislav a Karel NĚMEC. Tepelné zpracování ocelí [online]. Brno: VUT – Vysoké učení technické, 2012. [cit. 2018-05-25]. Dostupné z: http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/vyuka/struktura_a_vlastnosti_materialu/prednasky/04%20-%20Druhy%20a%20způsob%20TZ.ppt
- [9] MACHEK, Václav a Jaromír SODOMKA. [Nauka o materiálu]. [online]. V Praze: Nakladatelství ČVUT, 2006. [cit. 2018-05-25]. ISBN 80-01-03379-1. Dostupné z: <https://www.fd.cvut.cz/personal/sodomjar/nauka%20o%20materialu.pdf>
- [10] DAŘOUREK, Karel. Popouštění ocelí: studijní podklady pro Teorii tepelného zpracování. [online]. Liberec: Technická univerzita v Liberci, 2007. [cit. 2018-05-25]. Dostupné z: http://www.kmt.tul.cz/edu/podklady_kmt_magistri/TTZ/ttz%20Dad/popoceli.pdf
- [11] DAŘOUREK, Karel. Kalení ocelí: studijní podklady pro Teorii tepelného zpracování. [online]. Liberec: Technická univerzita v Liberci, 2007. [cit. 2018-05-25]. Dostupné z: http://www.kmt.tul.cz/edu/podklady_kmt_magistri/TTZ/ttz%20Dad/kaloceli.pdf
- [12] BOLZANO, Bohdan. Přehled vlastností ocel C45E. *Bohdan Bolzano* [online]. Kladno: Bohdan Bolzano [cit. 2018-05-25]. Dostupné z: https://www.bolzano.cz/assets/files/TP/MOP_%20Tycova_ocel/EN_10083/MOP_vlastnosti_C45.pdf
- [13] MAZANCOVÁ, Eva. Technické materiály I: učební text. [online]. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2012. [cit. 2018-05-25]. ISBN 978-80-248-2577-9. Dostupné z: <http://docplayer.cz/24480860-Technicke-materialy-i-kovove-materialy.html>