

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI  
**FAKULTA STROJNÍ**

Studijní program: B 2341 Strojírenství  
Studijní zaměření: Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie

**BAKALÁŘSKÁ PRÁCE**

Kovové otěruvzdorné materiály užívané ve stavebnictví

Autor: **Tomáš JIRKA**  
Vedoucí práce: **Ing. Jaroslav KAISER, Ph.D.**

Akademický rok 2012/2013

## **Prohlášení o autorství**

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě bakalářskou práci, zpracovanou na závěr studia na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji, že jsem tuto bakalářskou práci vypracoval samostatně, s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených v seznamu, který je součástí této bakalářské práce.

V Plzni dne: .....

.....

podpis autora

# ANOTAČNÍ LIST BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

<b>AUTOR</b>	Příjmení Jirka	Jméno Tomáš	
<b>STUDIJNÍ OBOR</b>	2301R016 „Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie“		
<b>VEDOUCÍ PRÁCE</b>	Příjmení (včetně titulů) Ing. Kaiser, Ph.D.	Jméno Jaroslav	
<b>PRACOVISŤE</b>	ZČU - FST - KMM		
<b>DRUH PRÁCE</b>	<b>BAKALÁŘSKÁ</b>	<del><b>DIPLOMOVÁ</b></del>	Nehodící se škrtněte
<b>NÁZEV PRÁCE</b>	Kovové otěruvzdorné materiály užití ve stavebnictví		

<b>FAKULTA</b>	strojní	<b>KATEDRA</b>	KMM	<b>ROK ODEVZD.</b>	2013
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

## POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

<b>CELKEM</b>	56	<b>TEXTOVÁ ČÁST</b>	44	<b>GRAFICKÁ ČÁST</b>	12
---------------	----	---------------------	----	----------------------	----

<b>ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY</b>	Bakalářská práce se věnuje teorii degradace materiálu vlivem opotřebení. Teoretická část popisuje druhy opotřebení a obsahuje přehled kovových otěruvzdorných materiálů. Zejména u chromových litin je kladen důraz na vztah mezi strukturou a otěruvzdorností. Experimentální část se věnuje možnostem zvýšení otěruvzdornosti dvou vybraných chromových litin na základě měření tvrdosti a rozboru struktury.
<b>KLÍČOVÁ SLOVA</b>	Opotřebení, degradace, abraze, ocel, litina, chrom, molybden, tvrdost, mikrotvrdost, makrotvrdost, difrakce, EDX, struktura

## SUMMARY OF BACHELOR SHEET

<b>AUTHOR</b>	Surname Jirka	Name Tomáš	
<b>FIELD OF STUDY</b>	2301R016 „Materials Engineering and Engineering Metallurgy“		
<b>SUPERVISOR</b>	Surname (Inclusive of Degrees) Ing. Kaiser, Ph.D.	Name Jaroslav	
<b>INSTITUTION</b>	ZČU - FST - KMM		
<b>TYPE OF WORK</b>	<b>BACHELOR</b>	<del><b>DIPLOMA</b></del>	<b>Delete when not applicable</b>
<b>TITLE OF THE WORK</b>	Wear-resistant alloys used in civil engineering		

<b>FACULTY</b>	Mechanical Engineering	<b>DEPARTMENT</b>	Material Science and Technology	<b>SUBMITTED IN</b>	2013
----------------	------------------------	-------------------	---------------------------------	---------------------	------

### NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

<b>TOTALLY</b>	56	<b>TEXT PART</b>	44	<b>GRAPHICAL PART</b>	12
----------------	----	------------------	----	-----------------------	----

<b>TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS</b>	<p>This Bachelory work focuses on the theory of material degradation due to wear. The theoretical part describes the types of wear and gives an overview of metallic wear-resistant alloys. Especially for chromium irons is relationship between microstructure and wear-resistance highlighted. Experimental section focuses on the possibilities of increasing the wear-resistance of two selected chromium irons based on hardness measurements and analysis of the microstructure.</p>
<b>KEY WORDS</b>	<p>wear, degradation, abrasion, steel, iron, chromium, molybdenium, hardness, micro hardness, macro hardness, diffraction, EDX, structure</p>

## **Poděkování**

Na tomto místě bych rád poděkoval především vedoucímu mé bakalářské práce Ing. Jaroslavu Kaiserovi, Ph.D. a konzultantovi mé bakalářské práce Ing. Miroslavu Hálovi CSc. za příkladné vedení, podmětné rady, cenné připomínky a čas, který věnovali mně a mé bakalářské práci. Dále bych rád poděkoval prof. RNDr. Jaroslavu Fialovi, CSc. za provedení RTG difrakční fázové analýzy a Ing. Jarmile Savkové za analýzu EDX.

Výsledky elektronové mikroskopie a mikroanalýzy vznikly s podporou projektu CENTEM, reg. č. CZ.1.05/2.1.00/03.0088, který je spolufinancován z ERDF v rámci programu MŠMT, VaVpl.

## Obsah

1	Přehled použitých zkratk a symbolů.....	9
2	Otěruvzdornost jako materiálová charakteristika.....	10
2.1	Úvod .....	10
2.2	Mechanismy opotřebení .....	10
2.2.1	Adhezivní opotřebení .....	10
2.2.2	Abrazivní opotřebení.....	10
2.2.3	Erozivní opotřebení .....	11
2.2.4	Kavitační opotřebení .....	12
2.2.5	Opotřebení únavové .....	12
2.2.6	Opotřebení vibrační.....	13
2.3	Význam tribologického systému .....	14
3	Přehled používaných otěrůzdorných ocelí a litin .....	14
3.1	Otěrůzdorné oceli .....	14
3.1.1	Nelegované oceli .....	14
3.1.2	Nízkolegované oceli .....	14
3.1.3	Středně legované oceli .....	16
3.2	Otěrůzdorné litiny.....	17
3.2.1	Šedá litina.....	17
3.2.2	Bílé litiny.....	18
3.3	Chromové litiny.....	22
3.3.1	Charakteristika .....	22
3.3.2	Chromové a chrom-molybdenové litiny .....	23
3.3.3	Tepelné zpracování chromových litin .....	24
3.3.4	Struktura a tvrdost .....	25
4	Experimentální část.....	26
4.1	Úvod .....	26
4.2	Použité materiály .....	26
4.3	Rozbor chemického složení.....	26
4.4	Tepelná zpracování.....	26
4.5	Metalografie.....	27
4.5.1	Struktura litin v litém stavu .....	27
4.5.2	Struktura litin ochlazených ve vodě.....	28
4.5.3	Struktura litin ochlazených v peci.....	28

4.5.4	Shrnutí poznatků o struktuře .....	29
4.6	Měření makrotvrdosti .....	29
4.6.1	Použité zařízení a popis měření.....	29
4.6.2	Výsledky měření tvrdosti .....	29
4.6.3	Shrnutí výsledků měření tvrdosti .....	30
4.7	Měření makrotvrdosti .....	30
4.7.1	Použité zařízení a popis měření.....	30
4.7.2	Výsledky měření mikrotvrdosti litiny A .....	31
4.7.3	Výsledky měření mikrostruktury litiny B .....	32
4.7.4	Shrnutí výsledků měření mikrotvrdosti.....	32
4.8	Rentgenová difrakční analýza .....	33
4.8.1	Popis měření .....	33
4.8.2	Výsledky měření .....	33
4.8.3	Shrnutí výsledků měření RTG difrakční analýzy.....	33
4.9	Elektronová mikroskopie a mikroanalýza .....	34
4.9.1	Použité zařízení a popis a cíl měření .....	34
4.9.2	Struktura a EDX analýza litin v litém stavu.....	34
4.9.3	Struktura a EDX analýza litin po ochlazení ve vodě .....	36
4.9.4	Struktura a EDX analýza litin ochlazovaných v peci.....	40
4.9.5	Shrnutí výsledků pozorování struktury pomocí elektronového řádkovacího mikroskopu a EDX analýzy .....	42
5	Diskuze výsledků .....	42
5.1	Litina A.....	42
5.2	Litina B.....	43
6	Závěr.....	43
7	Použité zdroje.....	44
8	Obrazová příloha .....	45

## 1 Přehled použitých zkratk a symbolů

HB [-] ... tvrdost podle Brinella

HV [-] ... tvrdost podle Vickerse

$A_{C1}$  ... teplota překrystalizace austenitu

$v$  ... variační koeficient, podíl směrodatné odchylky a aritmetického průměru

SEM (ŘEM) ... řádkovací elektronový mikroskop

EDX ... energiově disperzní analýza

SE ... sekundární elektrony

BSE ... odražené elektrony

wt [%] ... poměrné hmotnostní zastoupení vyjádřené procenty



## 2 Otěruvzdornost jako materiálová charakteristika

### 2.1 Úvod

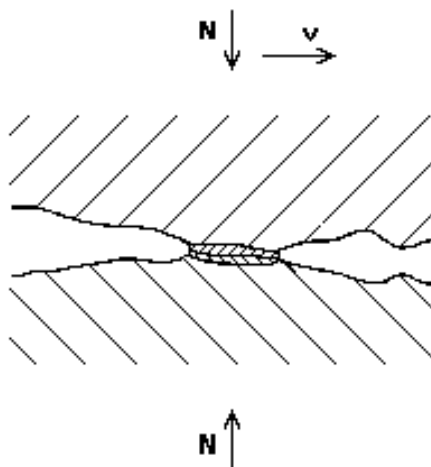
Otěruvzdornost je schopnost materiálu odolat opotřebení, tj. změna jakosti povrchu nebo rozměrů součásti. Opotřebení způsobují vnější síly, které vznikají působením média, které opotřebení vyvolává nebo vzájemným působením dvou povrchů. Opotřebení se pak projevuje vytrháváním nebo přemísťováním částic z matrice materiálu mechanicky, za doprovodu jevů chemických, elektrochemických nebo elektrických [2].

### 2.2 Mechanismy opotřebení

Norma ČSN 015050 stanovuje šest základních mechanismů opotřebení. Jsou to: adhezivní, abrazivní, erozivní, kavitační, únavové a vibrační [1]. V reálném provozu se lze setkat s kombinacemi jednotlivých degradačních procesů opotřebení [3].

#### 2.2.1 Adhezivní opotřebení

Adhezivní opotřebení je způsobeno ulpíváním částic z povrchu jednoho materiálu na povrch druhého. K vytržení dochází při vysokých měrných tlacích v důsledku značných vazebných meziatomových sil snažící se spojit dva povrchy v jeden kompaktní celek [2]. K tomuto druhu degradace povrchové vrstvy materiálu dochází typicky při smýkání dvou funkčních ploch proti sobě, které jsou zároveň zatíženy normálovou silou. V místě dotyku pak dochází k rozrušování povrchových absorpčních a oxidových vrstev a následně k tvorbě adhezivních mikrospojů, které jsou vzápětí rozrušovány vzhledem k relativní rychlosti obou povrchů. Výsledná velikost degradace povrchu je tak dána především velikostí rychlosti, jakou se proti sobě povrchy pohybují. Při nízkých rychlostech se stačí absorpční a oxidická vrstva regenerovat dříve, než dojde ke vzniku mikrospojů zásadnějších velikostí. Povrch součásti je pak bez rýh a připomíná povrch vyleštěný. Při vysokých relativních rychlostech se kvalita i kvantita mikrospojů zvětšuje a na povrchu se v extrémních případech vytvoří rýhy [4].

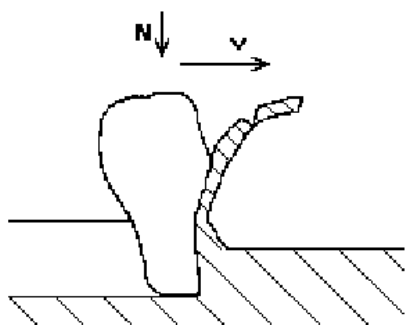


Obr. 2.1: Schéma adhezivního opotřebení [4]

#### 2.2.2 Abrazivní opotřebení

Abrazivní opotřebení je jedním z nejvýznamnějších degradačních procesů. Uvádí se, že podíl na opotřebení strojních zařízení abrazí je přes 50 %. Principem abraze je vzájemné

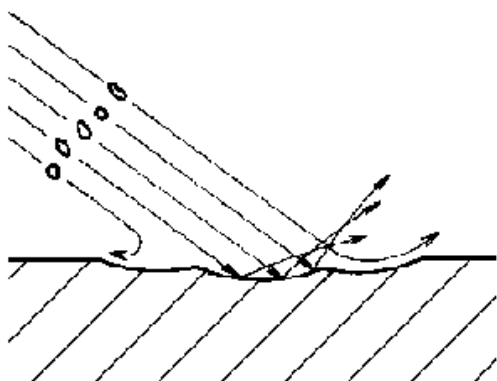
působení funkční plochy a abrazivních těles. Abrazivní těleso je vtlačováno do funkčního povrchu součásti a vzájemným pohybem jsou tvořeny rýhy. Abrazivní tělesa nebo částice mohou být volné nebo vázané k jinému tělesu.[3] Volná abrazivní tělesa mohou způsobovat abrazi, jsou-li unášena kapalinou nebo plynem. Podmínkou vzniku abrazivního opotřebení je větší tvrdost abrazivního tělesa, než je tvrdost funkční plochy. Velikost opotřebení ovlivňuje také tvar abrazivních těles a měrný tlak, kterým jsou tělesa přitlačována na povrch opotřebovávané součásti. Způsob abrazivního opotřebení, kdy je funkční plocha abrazně opotřebována volnými abrazivními tělesy je běžný například při mletí a drcení tvrdých surovin na zubech bagrovacích lžic apod.[2] Další případ abrazivního opotřebení může nastat při přítomnosti abrazivních částic mezi dvěma vzájemně se pohybujícími funkčními povrchy. V praxi je důsledkem například nedostatečně utěsněných kluzných dvojic, mezi které se provozem dostává abrazivo v podobě prachu apod.



**Obr. 2.2:** Schéma abrazivního opotřebení [4]

### 2.2.3 Erozivní opotřebení

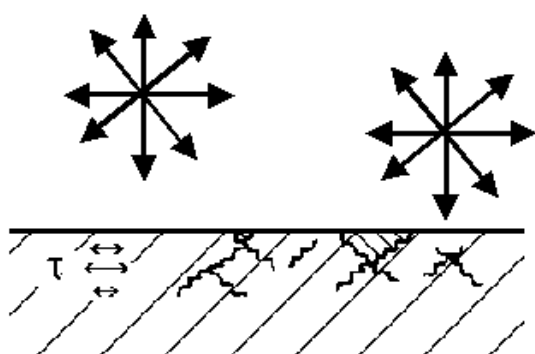
Erozivní opotřebení je oddělování materiálu plochy cizími částicemi, které jsou nesené médiem (kapalinou nebo plynem). Tento druh erozivního opotřebení je typický pro součásti čerpadel. Částice způsobující kavitační opotřebení mohou být také samotné částice proudící kapaliny. K takovému typu erozivního otěru dochází například v turbínách, na náběžných hranách křídel nebo na ventilech spalovacího motoru. Mechanismus otěru je podobný způsobu, jakým dochází k abrazi s tím rozdílem, že povrch materiálu je opotřebován nerovnoměrně a jakoby zvlněn. To je způsobeno nerovnoměrným dopadáním částic na povrch opotřebovávané plochy (částice dopadávají na povrch pod různými směry) [4].



**Obr. 2.3:** Schéma erozivního opotřebení [4]

#### 2.2.4 Kavitační opotřebení

Kavitační opotřebení je degradace povrchu materiálu v kapalině. Je charakterizováno jako vytrhávání částic, či tvorba mikrotrhlin v materiálu způsobené hydrodynamickými rázy, které jsou spojené se vznikem a zánikem dutin v kapalině tzv. kavern. Kavitace je jev, ke kterému dochází v proudící kapalině. Kaverny (dutiny) vznikají v místech, kde poklesne tlak pod hodnotu, která je charakteristická vznikem nasycených par dané kapaliny. Vzniklá pára zaplní v kapalině určitý prostor, čímž vzniká kaverna. Objem kaverny se velmi snadno a značně mění a v oblastech s vyšším tlakem bezprostředně zaniká, což způsobuje hydrodynamické rázy. Ty nepříznivě ovlivňují povrch materiálu, který je kavitačnímu opotřebení vystaven a způsobují tak jeho degradaci. Vzhledem k podmínkám vzniku kavitačního efektu je tento druh degradace typický pro komponenty turbín, hydraulických systémů, ventilů, tlakově mazaných ložisek apod [4].

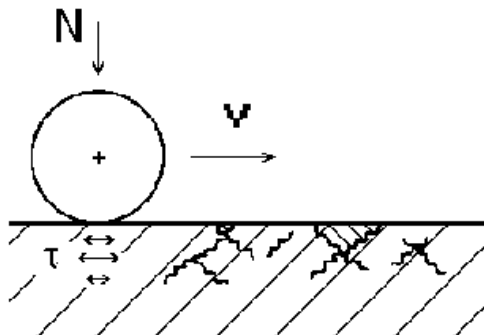


Obr. 2.4: Schéma kavitačního opotřebení [4]

#### 2.2.5 Opotřebení únavové

Únavové opotřebení vzniká tam, kde dochází k opakovanému styku dvou těles. Vysoké lokální tlaky iniciují v povrchu materiálu napětí, kvůli kterému se vytvoří trhlinky. Ty často způsobují odlupování částí materiálu [1]. Dosahují-li napětí meze kluzu, jedná se o nízkocyklovou únavu, jsou-li hodnoty napětí pod mezí kluzu materiálu, jedná se o únavu vysokocyklovou. Častým případem únavového opotřebení je tvoření důlků tzv. pitting. Pitting nastává v případech, kdy je na povrchu opotřebovávaného materiálu přítomno mazivo. Po vytvoření trhlinek vniká mazivo hlouběji pod povrch materiálu a tlakem způsobuje šíření trhlinek hlouběji pod povrch. Postupně dojde k odlupování značných částí povrchu a vznikají pro pitting charakteristické důlky. Označení pitting se někdy používá i pro další případy únavového opotřebení, původně však označuje konkrétní způsob poškození popsany výše. Dalším případem únavové degradace povrchu je odlupování povrchové vrstvy materiálu (tzv. spalling). Ke spallingu dochází u materiálů s tenkou a tvrdou vrstvou. Smyková napětí způsobená lokálními tlaky iniciují tvorbu podpovrchových trhlin a následně dochází k odlupování tvrdé povrchové vrstvy [4]. Částice oddělující se z funkční vrstvy materiálu jako důsledek únavového opotřebení mají ze všech druhů opotřebení největší rozměry. Jejich velikost je ca  $10^{-6}$  mm. Velikosti vytržených částic při adhezivním opotřebení je asi  $10^{-8}$  mm.

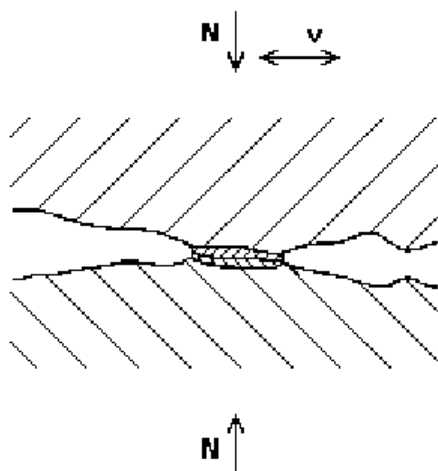
K únavovému opotřebení jsou velmi náchylné materiály s malou tvrdostí, velkým počtem vměstků a vysokou drsností povrchu [1].



Obr. 2.5: Schéma únavového opotřebení [4]

### 2.2.6 Opotřebení vibrační

Vibrační opotřebení nastává při tečném kmitání dvou těles, která jsou k sobě navíc přitlačována normálovou silou [4]. Vzájemně kmitající tělesa mají rozdílnou amplitudu a frekvenci kmitání a normálové zatížení působící na tělesa může být proměnlivé. Degradace materiálu se projevuje vznikem oxidových vrstev [2]. Oxidové vrstvy mají většinou červenou až červenohnědou barvu a proto se tento jev někdy označuje jako tzv. krvácení materiálu. Tomu se dá předejít použitím maziva, které zamezí přístupu vzdušnému kyslíku. K vibračnímu opotřebení často dochází u rotačně uložených součástí, jako jsou ložiska nebo hřídele.



Obr. 2.6: Schéma vibračního opotřebení [4]

Reálné opotřebení materiálu je složitý děj, je proto velice těžké posuzovat, zkoušet a měřit odolnost proti opotřebení. Přestože existují metody, kterými se odolnost proti opotřebení měří (jsou navozeny podmínky odpovídající jednomu ze základních druhů opotřebení), je velmi obtížné jejich výsledky kvalitativně nebo kvantitativně srovnávat. Obecně a pro všechny druhy opotřebení materiálu platí, že opotřebení nejvíce ovlivňuje tvrdost povrchu [1].

## 2.3 Význam tribologického systému

Ve výběru vhodného otěruvzdorného materiálu hraje velkou roli prostředí, ve kterém má součást z daného materiálu pracovat. Každý materiál se chová v daném tribologickém systému jinak a je tedy přirozeně možné, že materiál, který má výbornou otěruvzdornost v jednom prostředí může mít pouze průměrné vlastnosti v prostředí jiném (ač se na první pohled jeví podobné). Odolnost proti opotřebení proto nelze posuzovat bez důkladné znalosti tribologického systému, ve kterém bude materiál pracovat. Při výběru vhodného otěruvzdorného materiálu je třeba dbát i na ekonomickou stránku věci. Rozdíly ve výdrži různě drahých a kvalitních otěruvzdorných materiálů se zmenšují tím více, čím je agresivnější prostředí, ve kterém materiály pracují. Je tedy například zbytečné měnit levnou kalenou ocel za drahou chrom-molybdenovou litinu, pokud by zvýšení životnosti součásti bylo v řádech jednotek procent [9].

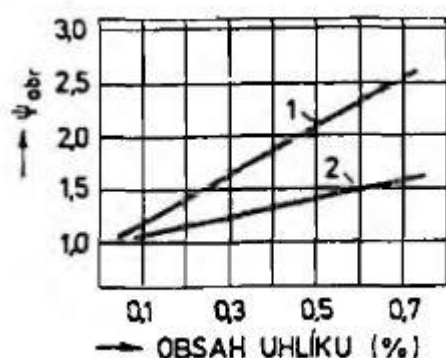
## 3 Přehled používaných otěruvzdorných ocelí a litin

### 3.1 Otěruvzdorné oceli

V následujícím přehledu otěruvzdorných ocelí a litin je vzhledem k zaměření práce nejvíce prostoru věnováno bílým litinám.

#### 3.1.1 Nelegované oceli

Z tvářených nelegovaných ocelí se jako otěruvzdorné dají použít oceli tř. 11: 11 600, 11 700, 11 800 a 11 901. Jejich otěruvzdornost závisí na obsahu uhlíku a použitém tepelném zpracování. Vliv uhlíku na otěruvzdornost je majoritní do obsahu 0,7 %. Po překročení této hranice je již nárůst tvrdosti zanedbatelný vůči nárůstu tvrdosti díky tepelnému zpracování. Nelegovaných uhlíkových ocelí se používá v podmínkách kde poměr tvrdosti abraziva a tvrdosti oceli nepřekročí hodnotu 2 [5].

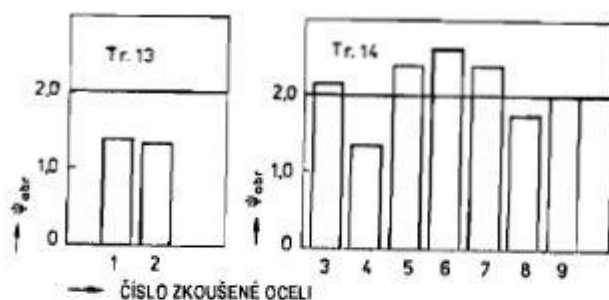


Obr. 3.1: Vliv uhlíku na odolnost proti abrazi u nelegované oceli. 1-kalený stav, 2-stav normalizačně žháný [5]

#### 3.1.2 Nízkolegované oceli

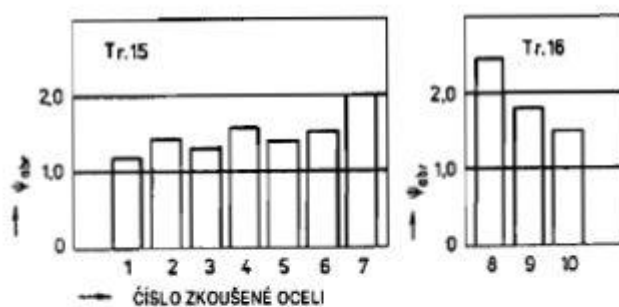
Nízkolegované tvářené oceli nemají takovou odolnost proti opotřebení jako vysokolegované chromové, vanadové, chrom-molybdenové litiny, s výhodou se jich ovšem používá v tribologických systémech, kde je požadována vysoká houževnatost a pevnost otěruvzdorného materiálu. Je to výhodné například v situacích, kdy abrazivo dopadá pod malými úhly proti vrstvě materiálu ve větších nerozrušených shlucích (drcení nerostů apod.) Díky poddajnosti materiálu je kinetická energie pohlcena elastickou deformací. Takových

vlastností dosahuje například ocel s obsahem uhlíku 0,4 %, jejíž základní strukturu tvoří nízko popuštěný martenzit nebo bainit [5]. Do této skupiny odolných materiálů můžeme zařadit oceli tříd 13, 14, 15, 16 [2]. Obsah legujících prvků se zde nepodílí na zvýšení otěruvzdornosti přímo, ovlivňuje však prokalitelnost a mechanické vlastnosti [5]. Dobrou otěruvzdorností se vyznačují také nízkolegované oceli povrchově vytvrzené nitrídačí nebo cementací a povrchovým kalením. Nitrídačí se dosahuje nejvyšších tvrdostí, avšak kvůli úzké vrstvě je její použití omezeno na tribologické systémy s menšími měrnými tlaky. Vysokým lokálním tlakem by došlo k narušení nitridované vrstvy [2].



- 1 .. 13 220, kaleno +200°C
- 2 .. 13 240, kaleno +550°C
- 3 .. 14 100, kaleno +200°C
- 4 .. 14 160, kaleno +500°C
- 5 .. 14 209, kaleno +160°C
- 6 .. 14 220, cementováno a kaleno
- 7 .. 14 223, cementováno a kaleno +200°C
- 8 .. 14 260, kaleno +400°C
- 9 .. 14 340, kaleno +630°C a nitrídováno

**Obr. 3.2: Poměrná odolnost proto abrazivnímu opotřebení vybraných ocelí třídy 13 a třídy 14 [5]**



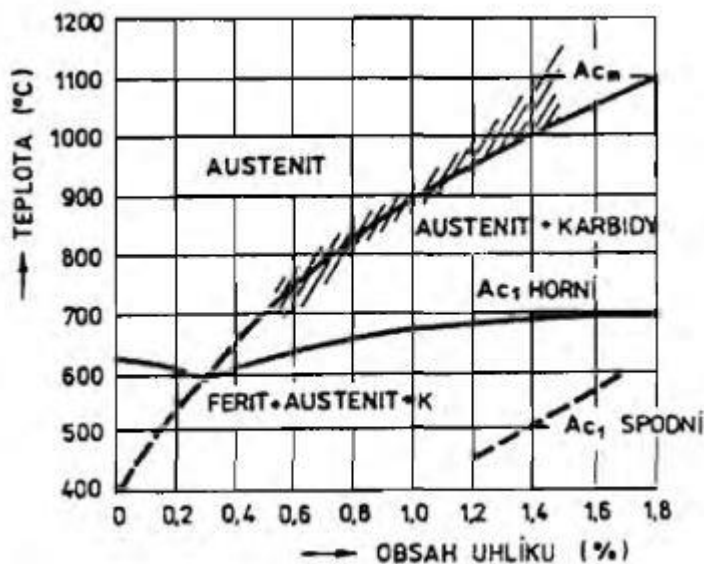
- 1 .. 15 110, normalizováno
- 2 .. 15 233, kaleno +200°C
- 3 .. 15 240, kaleno +450°C
- 4 .. 15 421, kaleno +200°C
- 5 .. 15 260, kaleno +450°C
- 6 .. 15 261, kaleno +420°C
- 7 .. 15 330, kaleno +630°C + nitrídováno
- 8 .. 16 220, cementováno + kaleno
- 9 .. 16 640, kaleno +180°C
- 10 .. 16 720, dvakrát normalizováno

**Obr. 3.3: Poměrná odolnost proti abrazivnímu opotřebení vybraných ocelí třídy 15 a třídy 16 [5]**

Do skupiny nízkolegovaných ocelí lze zařadit materiály jako ABRAZIT nebo HARDOX. Tyto se dodávají většinou ve formě otěruvzdorných plechů, avšak výjimkou nejsou ani různé profily nebo trubky.[5] ABRAZIT je ocel 14 320 dodávaná ve formě plechu firmou EVRAZ VÍTKOVICE STEEL. Ve stavu bez tepelného zpracování (surový stav) nebo po kalení má zaručenou vysokou tvrdost a pevnost. V surovém stavu dosahuje tvrdosti 270 až 400 HB. V tomto stavu je ale těžko obrobiteľná a proto je dodávaná také ve stavu normalizačně nebo měkce žíhaném, zde ale tvrdost značně klesá. Svařování je možné s předehřevem na 200°C ale svar nedosahuje pevnosti základního materiálu [6]. Švédský HARDOX u nás dodává např. firma GAMA OCEL s.r.o. Ratiškovice nebo DIMONT DHX. Jde o kalený ocelový plech s nízkým obsahem uhlíku a legujících prvků. Je nabízen v několika řadách HARDOX 400, až HARDOX 600, kde číslo značí tvrdost v jednotkách HB. Plechy HARDOX se vyznačují velmi dobrou svařitelností a houževnatostí a jejich vlastnosti se blíží běžným konstrukčním ocelím. Díky dobré houževnatosti se těchto plechů používá např. na korby nákladních automobilů. Je například možné řešení, kdy je plášť korby vyroben z materiálu HARDOX a je vyztužen navařenou konstrukcí která zajišťuje dobrou torzní tuhost korby. Korba vystavená dopadu tvrdých hornin může absorbovat energii nárazu, což ještě více přispívá k odolnosti vůči opotřebení [7]. Dalšími představiteli této kategorie je například německý Dillidur, XAR a Brinar nebo finský Raex.

### 3.1.3 Středně legované oceli

Středně legované oceli jsou charakteristické vyšším obsahem uhlíku a legujících prvků. Paleta legujících prvků je široká. Nejčastěji se používají chrom, molybden, nikl, mangan, méně často pak vanad, titan nebo bór. Vysoký obsah uhlíku a legujících prvků má za následek jednak zvýšení prokalitelnosti a také tvorbu speciálních tvrdých karbidů zvyšující otěruvzdornost. Těchto ocelí se s výhodou používám tam, kde je třeba dobrá obrobiteľnost. Té se dosáhne žíháním na měkko [5].



Obr. 3.4: Řez ternárním diagramem Fe-C-Mn v místě, kde je obsah Mn 13 % [5]

Speciální otěruvzdornou ocelí je tzv. Hadfieldova ocel. Jde o austenitickou manganovou ocel třídy 17 a 29. Obsahuje asi 11 až 14% manganu. Má nenahraditelné otěruvzdorné vlastnosti v podmínkách, kde působí na povrch velké rázy a tlaky. Působením rázového působení okolí se se povrch plasticky deformuje a tím i zpevňuje. Děje se tak z důvodu místní transformace

nestabilního austenitu na martenzit [1]. Některé prameny uvádějí, že zpevnění je důsledek tvorby poruch jako jsou dislokace nebo dvojčatové lamely. Ty v dalším stádiu plastických deformací kladou překážku průchodu soustav dislokací, zvyšuje se jejich hustota a tím i tvrdost materiálu. Přes vysokou tvrdost povrchu si středová oblast zachová dostatečnou houževnatost pro práci v prostředí s vysokými rázy.

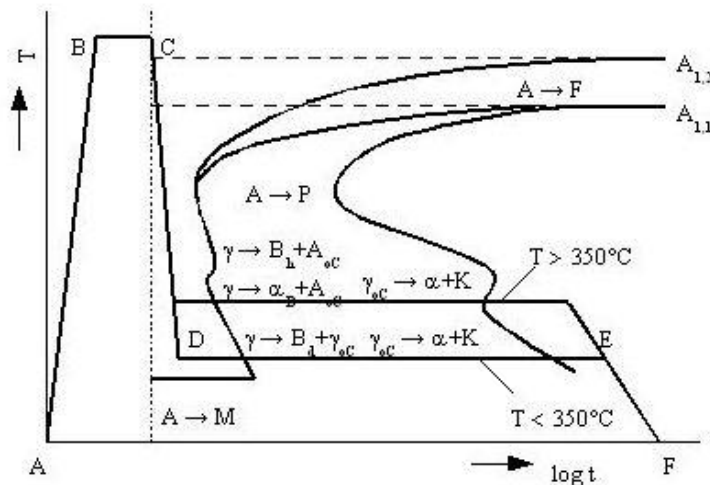
Při ochlazování z oblasti austenitu (při vyšším obsahu uhlíku) se nejprve vylučuje legovaný cementit  $(Fe, Mn)_3C$  na hranicích zrn austenitu. Po překročení teploty  $A_{C1}$  se austenit rozpadá na perlit. Rovnovážného stavu však není snadné docílit, neboť při teplotách okolo  $400^{\circ}C$  je již difuze značně zpomalena, a tak ve výsledné struktuře zůstává asi 30 až 50 % austenitu. Ve výsledné struktuře je tedy vyloučen podvojný cementit na hranicích austeniticko-perlitických zrn. Toto síťové ale snižuje houževnatost materiálu a proto se ocel tepelně zpracovává rozpouštěcím žiháním. Ocel se ohřeje na  $1000$  až  $1100^{\circ}C$ . Teplota závisí na obsahu uhlíku, zatímco výdrž na ní se volí v závislosti na tloušťce stěny. Rychlým ochlazením se zamezí opětovnému vyloučení karbidů. Otěruvzdornost je někdy zvyšována tzv. perlitizací. Při této operaci je materiál žihán při ca  $550^{\circ}C$ . Výdrž na teplotě se volí tak aby se přibližně 50% austenitu rozpadlo na jemný perlit. Poté následuje opět rozpouštěcí žihání (avšak při nepatrně nižších teplotách), které však již rozpustí jen část cementitu. Zbytek je nakonec přítomen ve struktuře ve formě jemných precipitátů. Výsledkem je zvýšená otěruvzdornost na úkor houževnatosti. Mezi nevýhody Hadfieldových ocelí patří špatná obrobitelnost, která je důsledkem zpevňování materiálu při plastické deformaci.

## 3.2 Otěruvzdorné litiny

### 3.2.1 Šedá litina

Z šedých litin se za otěruvzdornou dá považovat jen tzv. tvárná litina (litina s kuličkovým grafitem). Struktura je tvořena globulemi grafitu v základní kovové hmotě tvořené perlitem, feritem s perlitem, nebo sorbitem. Kromě 3,2 až 4 % C a asi 1,5 až 4 % Si obsahuje litina vyšší procento manganu (až 1 %). Tím se litina očkuje k získání globulitického tvaru vyloučeného grafitu. Perlit, který má významný vliv na tvrdost, pevnost a tedy i otěruvzdornost litiny, se stabilizuje legováním mědi a cínem. Tepelně se LKG litina zpracovává takzvaným bainitickým zušlechťováním. Jde o izotermické zušlechťování na bainit, které se skládá z austenitizace a rychlého ochlazení do oblasti tvorby bainitu. Poté následuje dochlazení v solné lázni při  $250$  až  $450^{\circ}C$ . Šedá litina s kuličkovým grafitem vykazuje nejlepší hodnoty otěruvzdornosti, je-li ve struktuře bainit. Takto zušlechťená litina se někdy označuje jako ADI litina z anglického Austempred Ductile Iron [8].





Obr. 3.5: Schéma izotermického zušlechtování tzv. ADI litiny v IRA diagram [8]

### 3.2.2 Bílé litiny

Struktura karbidické nebo bílé litiny neobsahuje grafit. Uhlík je chemicky vázán jako cementit v nelegovaných nebo slabě legovaných litinách na rozdíl od vysokolegovaných litin, kde tvoří komplexní karbidy chromu, molybdenu, vanadu nebo niobu. Základní kovová matrice je obvykle tvořena perlitem, bainitem nebo matenzitem. Bílých litin je s výhodou používáno v podmínkách kde majoritní opotřebení tvoří abraze nekovovými částicemi většinou minerálního charakteru. V tabulce 3.1 jsou klasifikovány nejdůležitější skupiny otěruvzdorných bílých litin. Skupina litin označených číslem 4 je vyhrazena pro speciální použití na rozdíl od litin skupiny 1, které mají značně široké pole použití. Obsahuje vysoké množství drahých legujících prvků. Materiály skupiny 2 a 3 jsou do značné míry standardizované a jsou součástí norem DIN, ČSN EN, ASTM [9].

Tab. 3.1: Klasifikace nejdůležitějších typů otěruvzdorných bílých litin [9]

Tabelle 1: Einteilung der wichtigsten verschleißbeständigen weißen Gußeisenwerkstoffe						
Lfd. Nr.	Werkstoffgruppe	Typische Legierungselemente	Handelsname	Härte HB <sup>1)</sup>	Carbidart	Grundmasse
1	Perlitischer Hartguß (un- oder niedriglegiert)	-	-	bis 480	Fe <sub>3</sub> C	Perlit
2	Martensitische weiße Gußeisen (mittellegiert)	Ni, Cr	Ni-Hard 1 und 2	bis 700	M <sub>3</sub> C <sup>2)</sup>	Martensit, Austenit
3	Chromgußeisen (hochlegiert)	Cr, Ni, Si Cr, Mo, Ni, Cu	Ni-Hard 4 15-3, 20-2-1	bis 700 bis 850	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> , M <sub>3</sub> C <sup>2)</sup> Cr-Sondercarbide	Martensit, Austenit Martensit, Austenit
4	Sondergußeisen	Cr, Mo, Ni, Cu, Nb, V, W	-	bis 900	Sondercarbide	Martensit, Austenit, Ferrit

1) Anhaltswerte

2) M = Fe, Cr

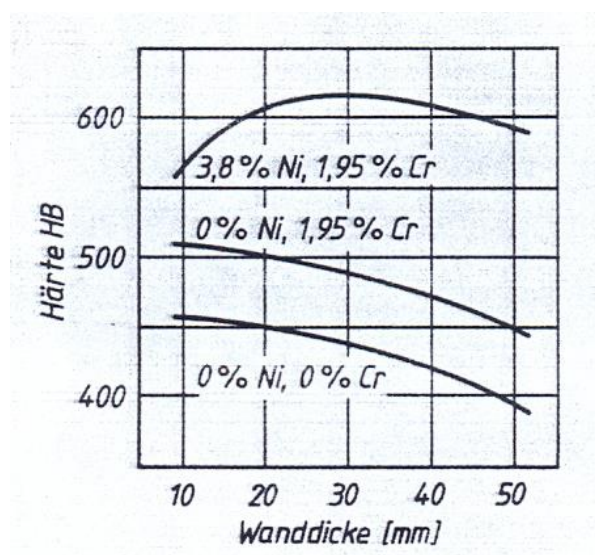
**Tab. 3.2: Porovnání druhů otěruvzdorných litin dle DIN EN, DIN a ASTM [9]**

Tabelle 2: Sortenvergleich der verschleißbeständigen weißen Gußeisenwerkstoffe nach DIN EN, DIN und ASTM					
Werkstoffsorten nach DIN EN 12513 <sup>1)</sup>		Werkstoffsorten nach DIN 1695 <sup>2)</sup>		Werkstoffsorten nach ASTM A 532	Handels- namen
Kurzzeichen	Nummer	Kurzzeichen	Nummer		
EN-GJN-HV350	EN-JN2019	–	–	–	–
EN-GJN-HV520	EN-JN2029	G-X 260 NiCr 4 2	0.9620	Class I Type B Ni-Cr-LC	Ni-Hard 2
EN-GJN-HV550	EN-JN2039	G-X 330 NiCr 4 2	0.9625	Class I Type B Ni-Cr-HC	Ni-Hard 1
EN-GJN-HV600	EN-JN2049	G-X 300 CrNiSi 9 5 2	0.9630	Class I Type D Ni-HiCr	Ni-Hard 4
EN-GJN-HV600(XCr11) <sup>1)</sup>	EN-JN3019	–	–	Class II Typ A 12% Cr	–
EN-GJN-HV600(XCr14)	EN-JN3029	G-X 300 CrMo 15 3 G-X 300 CrMoNi 15 2 1	0.9635 0.9640	Class II Type B 15% Cr-Mo	15-3 15-2-1
EN-GJN-HV600(XCr18)	EN-JN3039	G-X 260 CrMoNi 20 2 1	0.9645		Class II Type D 20% CrMo
EN-GJN-HV600(XCr23)	EN-JN3049	G-X 260 Cr 27 G-X 300 CrMo 27 1	0.9650 0.9655	Class III Type A 25% Cr	–

1) Entwurf 1999

2) Ungültig nach Erscheinen von DIN EN 12513

**Perlitickou bílou litinu** tvoří cementit v matici perlitu. Bílá litina obsahuje obvykle 2,6 až 3,5 % C. Ten je v litině vázán jako cementit jednak jako ledeburitický a jednak jako primární. Složení tvrdé perlitické litiny závisí na obsahu legujících prvků a na rychlosti ohlazování. Perlitická litina může být slabě legována chromem za účelem dosažení cementitu ve struktuře. Naopak obsah grafitotvorných prvků, jako je křemík, je redukován. U chladnutí odlitků z perlitické bílé litiny dochází k jevu, že na povrchu litina chladne podle metastabilní soustavy Fe-Fe<sub>3</sub>C jako bílá litina a hlouběji pak podle stabilní soustavy Fe-C. Forma, ve které chladne odlitek, odvádí teplo z povrchu odlitku rychleji než ze středu. Grafit je ve struktuře otěruvzdorné bílé litiny nežádoucí. Proto se proti němu bojuje především redukcí grafitotvorných prvků, přehřátím taveniny a přidáním legur jako chrom, které podporují tvorbu karbidů. Tvrdost perlitické bílé litiny závisí především na obsahu uhlíku a rychlosti ochlazování. Nízká cena a vysoká tvrdost mají za následek velké rozšíření tohoto otěruvzdorného materiálu. Podíl cementitu v objemu je velmi vysoký. Tvoří asi 30 % objemu při obsahu uhlíku 2,5 % a 55 % objemu při obsahu uhlíku 3,5 %, z čehož 7-12 % objemu cementitu je součástí perlitu. Tloušťka stěny odlitku, ve které je po vychladnutí perlitická struktura se dá zvýšit legováním chromem a niklem, přidáním ca 3,8 % Ni se navíc vytvoří martenzitická struktura, jak je vidět z obrázku 3.6. Litiny vytvořené odléváním do kokil tak, že v průběhu ochlazování vznikne na povrchu vrstva bílé litiny, která středem ke středu odlitku volně přechází v šedou litinu se označují jako tvrzené litiny. Mají tak povrchovou tvrdost bílé litiny a zároveň jsou do jisté míry houževnaté díky jádru z šedé litiny [9].

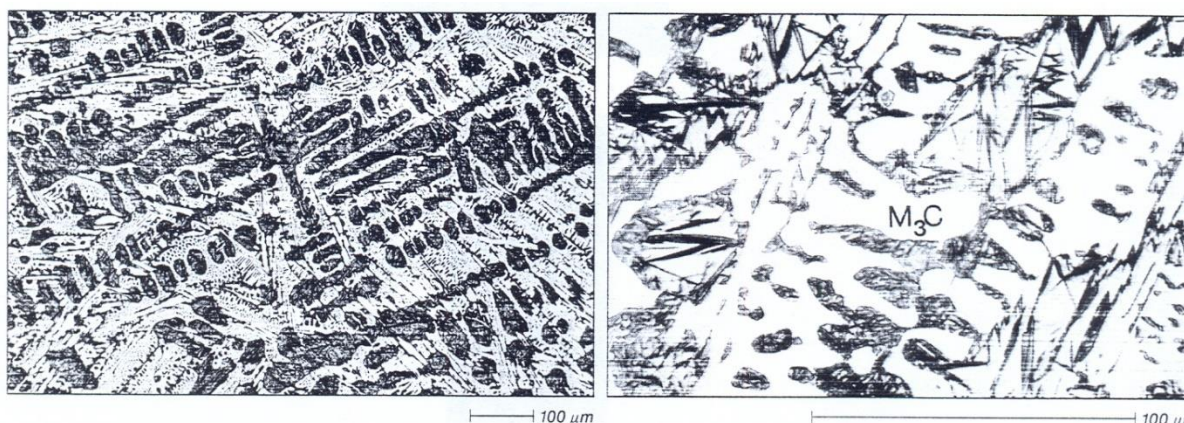


Obr. 3.6: Závislost tvrdosti perlitické bílé litiny na tloušťce odlitku [9]

Ledeburiticko-martenzitické bílé litiny Ni-Hard 1 a Ni-Hard 2 se využívají tam, kde již nestačí ořezuvzdornost perlitických bílých litin. Martenzitická matrice poskytuje vyšší hodnoty ořezuvzdornosti než perlit i přes stejný obsah uhlíku, jak vyplývá z tabulky 3.3. Mírou ořezuvzdornosti je zde hmotnost materiálu, který je během mletí křemičitého písku obroušen. Nižší hodnota znamená vyšší ořezuvzdornost [9].

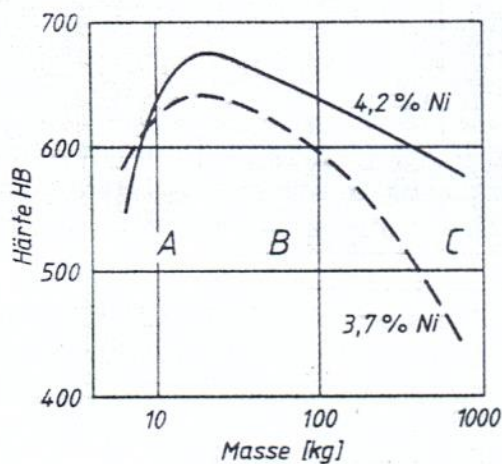
Tab. 3.3: Srovnání míry opotřebení martenzitické a perlitické bílé litiny při mletí křemičitého písku. Doba testu 320 hodin [9]

Grundgefüge	Härte HB	Verschleißbetrag [mg/h]
Perlit	491	16
Feiner Perlit	550	14
Martensit, Restaustenit (etwas Graphit)	480	12,5
Martensit, Restaustenit	530 bis 550	13



Obr. 3.7: Struktura Ni-Hardu 1 v litém stavu: vlevo dendritická struktura, vpravo tmavé jehlice martenzitu, světlý austenit [9]

Martenzitická struktura může být získána při dostatečné rychlosti ochlazování už v litém stavu. V jiném případě je nutné litinu žíhat při 800°C na austenit a poté ochladit ve vodě nebo na vzduchu [9]. Přeměně austenitu na grafit a perlit se dá předejít legováním litiny chromem. Litina je náchylná k praskání při kalení, proto je legována tak, aby získala základnou strukturu ochlazením na vzduchu. Slitina pod obchodním názvem Ni-Hard 1 a 2 byla vyvinuta ve dvacátých letech jako reakce na poptávku litiny, která by byla schopna dosáhnout martenzitické struktury v co největší hloubce stěny odlitku, s minimálním zbytkovým austenitem. S ohledem na cenu bylo zvoleno legování niklem a chromem v poměru 2:1. Litina Ni-Hard má obvyklé složení 3 % uhlíku 4 % niklu a 2 % chromu. Eutektický cementit tvoří asi 40 % objemu. Strukturu tvoří cementit v základní martenzitické matici se zbytkovým austenitem, jehož množství závisí na konkrétním režimu tepelného zpracování. Litina Ni-Hard 2 má podobnou strukturu i chemické složení, od Ni-Hardu 1 se liší nepatrně nižším množstvím obsahu uhlíku. Je tedy houževnatější ale i méně odolná vůči ořezu. Obsah uhlíku má velký význam. Určuje objem tvrdého a odolného cementitu ve výsledné struktuře. Úloha niklu spočívá hlavně v zlepšení prokalitelnosti. Obsah niklu se zvyšuje u silnostěnných odlitků k zabránění tvorby perlitu nebo bainitu vlivem pomalého ochlazování částí hůře odvádějících teplo. Příliš vysoký obsah niklu vede k nadměrnému množství zbytkového austenitu. Může dokonce způsobovat tvorbu grafitu, což má neblahý vliv na tvrdost. Chrom má v litinách Ni-Hard tři důležité funkce. Podporuje vznik karbidů a zároveň zabraňuje vyloučení grafitu. Je-li kvůli prokalitelnosti odlitku nutné zvýšit obsah niklu, tvoří chrom protiváhu k niklu, který je prvek grafitotvorný. Dodržováním poměru mezi niklem a chromem 2:1 ve prospěch niklu kompenzuje vliv niklu na vylučování grafitu. Druhou funkcí chromu je zvyšování tvrdosti tím, že obohacuje vylučované karbidy. Ty jsou tvrdší než běžný cementit. Vylučováním karbidů bohatých na chrom se austenit ochuzuje o uhlík a destabilizuje se tak. K podpoře prokalitelnosti se někdy používá legování mědí, to s sebou však přináší riziko náchylnosti ke křehnutí [9].



**Obr. 3.8: Vliv niklu na tvrdost litin Ni-Hard v závislosti tloušťce stěny [9]**

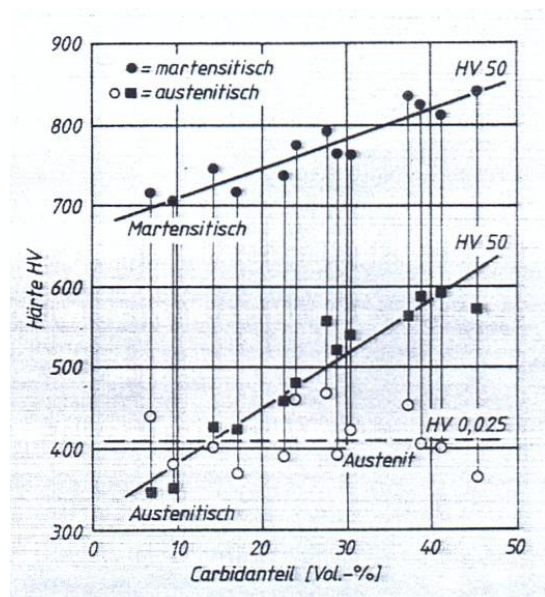
Martenzitické litiny typu Ni-Hard 1 a 2 se používají především pro dynamicky namáhané součásti, jako jsou části mlýnů v cementárnách, mlýnů na uhlí apod. V těchto aplikacích se používají zároveň s vysokochromovými litinami, vůči kterým mají sice menší tvrdost, ale díky menšímu obsahu legujících prvků jsou ekonomicky výhodnější [9].

### 3.3 Chromové litiny

Chromové litiny jsou vzhledem k zaměření práce nejdůležitější, a proto je jim věnována samostatná stať.

#### 3.3.1 Charakteristika

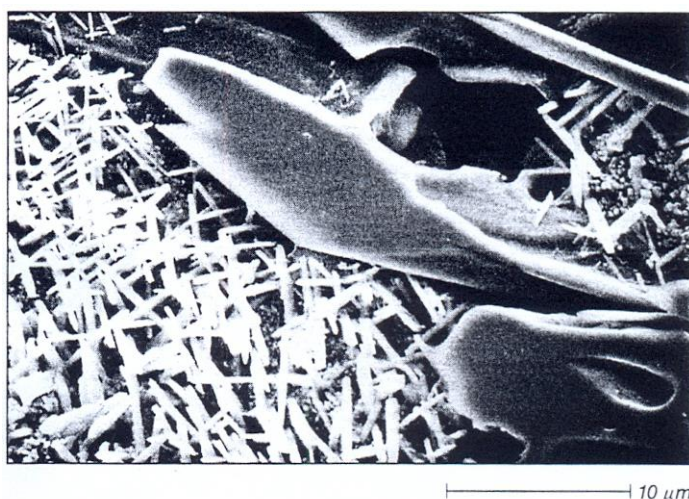
Chromové bílé litiny charakterizují eutektické a sekundární karbidy typu  $(Fe, Cr)_7C_3$  a  $(Fe, Cr)_{23}C_6$ . Dále mohou obsahovat molybden, vanad a další karbidotvorné prvky. Karbidy chromu mají oproti karbidům železa několik výhod. Karbidy chromu dosahují vyšší tvrdosti než karbidy železa. Mohou mít tvrdost až 1600 HV vůči 1200 HV cementitu. Jsou termodynamicky stabilní a na rozdíl od cementitu nehrozí rozpouštění a vznik grafitu. K přednostem karbidů chromu patří také to, že jsou ve struktuře rovnoměrněji rozmístěny, což přispívá k vyšší houževnatosti. Vzhledem k těmto výhodám mají chromové litiny vyšší odolnost proti otěru než ledeburitické bílé litiny. Tvrdost bílých litin vyplývá z tvrdosti základní kovové hmoty a tvrdosti karbidů. Pro většinu aplikací se používá složení odpovídající podeutektické bílé litině, aby se tak předcházelo vyloučení hrubých primárních karbidů (viz obr. 3.10), které mohou sloužit jako koncentrátoři napětí. Nicméně existují i aplikace litin s 30 a 40 % chromu a 4 % uhlíku. Složení chromových litin se může velmi lišit obsahem chromu a uhlíku. Široká skladba chromových litin je dána rozdílnými požadavky na tloušťku odlitku, odolnosti vůči korozi, dynamickému namáhání a v neposlední řadě se musí zohlednit ekonomika výroby vzhledem k ceně legujících prvků a energetické náročnosti tepelného zpracování. Přejít mezi chromovými litinami a ledeburitickými chromovými oceli je plynulý, protože vysoký obsah chromu posouvá eutektickou koncentraci směrem k nižším obsahům uhlíku [9].



Obr. 3.9: Závislost tvrdosti chromové litiny na tvrdosti základní kovové hmoty a obsahu karbidů [9]



**Obr. 3.10:** Hrubý primární karbid chromu v nadeutektické litině obsahující 28,5 % chromu a 4,2% uhlíku; 160:1 [9]



**Obr. 3.11:** Masivní eutektické karbidy typu  $M_7C_3$  (šedé útvary) a sekundární karbidy typu  $M_7C_3$  (bílé jehličky) ve struktuře litiny obsahující 15,3 % Cr a 3,1 % C; SEM, 3000:1 [9]

### 3.3.2 Chromové a chrom-molybdenové litiny

Vysoce legované chromové a chrom-molybdenové bílé litiny dosahují kombinace otěruvzdornosti a houževnatosti, jakých nelze dosáhnout u jiných bílých litin nebo ocelí. Vysoce legovaných chrom-molybdenových bílých litin se používá k výrobě částí strojů a zařízení, určených k práci v těžebním průmyslu (např. stroje na zpracování rud a uhlí), v cementárenství (mlýny), dále pro výrobu částí válcovacích zařízení. Části vyrobené z těchto litin se vyznačují vysokou provozní trvanlivostí. Tyto litiny navíc velmi dobře odolávají rázovému namáhání, jsou-li specificky tepelně zpracovány. Úspěšně se ale také používají nezpracované litiny s austenitickou nebo austeniticko-martenzitickou lící strukturou, pokud nejsou v provozu vystaveny vysokému rázovému namáhání. Používání takových litin je výhodné především z ekonomického hlediska, protože není nutný nákladný a energeticky náročný ohřev. Litiny v litém stavu navíc nacházejí uplatnění i u tvarově složitých nebo objemných odlitků, které jsou při ohřevu a prudkém ochlazení náchylné k praskání [11].

Litiny s vysokým obsahem chromu charakterizuje především kalitelnost a výskyt komplexních karbidů, které vznikají při ochlazování během přeměny austenitu. Ve struktuře se může kromě

martenzitu a austenitu objevovat také perlit. Perlitická struktura, jako výsledek přeměny rozpadu austenitu, zde má nepříznivý vliv na otěruvzdornost a je proto ve struktuře nežádoucí. Kalitelnost s rostoucím obsahem chromu roste. U odlitků velkých průřezů není vysoký obsah chromu sám o sobě schopný zajistit dostatečnou prokalitelnost, proto se tyto litiny legují dalšími prvky, především molybdenem, mědí, niklem nebo manganem. Dusík nebo křemík naopak prokalitelnost zhoršují [11]. K dosažení martenzitu je zapotřebí destabilizovat austenit. Zvyšuje-li se prokalitelnost legováním niklem, mědí nebo manganem má to tu nevýhodu, že tyto prvky austenit spíše stabilizují. Proto se na zvýšení prokalitelnosti používá molybden, který nemá takový vliv na stabilizaci austenitu.

U větších odlitků hrozí při rychlém ochlazení vznik trhlin, proto se prokalitelnost musí zvýšit zvýšením poměru chromu ku uhlíku. To má nicméně nepříznivý vliv na obsah zbytkového austenitu, který snižuje odolnost proti dynamickému namáhání. Za kompromis se považuje obsah chromu asi 20 % [9].

### 3.3.3 Tepelné zpracování chromových litin

Vysokolegované chromové bílé litiny jsou nejčastěji zpracovávány tak, aby dosáhly martenzitické struktury, protože takové litiny vykazují nejlepší celkovou odolnost proti abrazivnímu opotřebení [10]. Toto tepelné zpracování spočívá většinou v ohřevu a austenitizaci při teplotě 950 až 1060 °C. Poté následuje rychlé ochlazení a materiál tak získá martenzitickou strukturu [11]. Ostatní produkty austenitické transformace jako je perlit nebo bainit podstatně snižují odolnost proti otěru a je tedy potřeba se jich u tohoto typu litin vyvarovat. Vysokolegované chromové litiny jsou více fázové struktury, kde převládají karbidy bohaté na chrom. Změnou rozpustnosti uhlíku v austenitu se vzrůstem teploty se karbidy rozpouštějí a během ochlazení se opět v matici vylučují (precipitují). To vede ke změně obsahu chromu a uhlíku v austenitu. Oba tyto prvky mají veliký vliv na prokalitelnost. Uhlík je prvek, který má velký vliv na stabilizaci austenitu, proto v litinách s vysokým obsahem uhlíku nemusí austenit částečně nebo vůbec transformovat na martenzit, což vede k částečně nebo plně austenitické struktuře. Z toho důvodu jsou chromové bílé litiny tepelně zpracovávány tak, aby ve struktuře zůstal zbytkový austenit rovnoměrně rozptýlen v martenzitické hmotě. Během ochlazení obsah uhlíku v austenitu neustále snižuje, což způsobuje vylučování sekundárních karbidů a výsledný obsah uhlíku v martenzitu je ovlivněn rychlostí ochlazení. Po rychlém ochlazení je obsah zbytkového austenitu vyšší, zatímco po pomalejším ochlazení má martenzit nižší obsah uhlíku. Litiny s obsahem chromu 18 až 20 % nemusí podstoupit transformaci na bainit, místo toho v této oblasti probíhá pouze precipitace karbidů bez tvorby feritu. Obsah uhlíku v austenitu začíná klesat v okamžiku, kdy začíná tuhnutí. Při ochlazení litiny se část uhlíku vyloučí jako eutektické karbidy. Větší část je udržována v roztoku až do chvíle kdy se začnou vylučovat sekundární karbidy. Vylučování karbidů má za následek ochuzení austenitu o uhlík a jeho destabilizaci. Při pomalém ochlazení může austenit přetransformovat v rovnovážnou strukturu – perlit. Vyšší rychlosti ochlazení nebo přítomnost prvků, které zvyšují prokalitelnost, jako jsou nikl, mangan, měď nebo molybden vedou k částečné nebo úplné přeměně na martenzit. Ve struktuře však může být obsažen v menší míře bainit nebo perlit. Za účelem dosažení martenzitické struktury pomocí tepelného zpracování, musí být koncentrace uhlíku a legujících prvků v austenitu snížena precipitací karbidů. Teplota  $A_{C1}$  se s rostoucím obsahem chromu v litině zvyšuje. Slitiny s obsahem chromu kolem 18 % a pouze malým obsahem molybdenu potřebují v destabilizaci austenitu mnohem kratší čas než litiny s vyšším obsahem chromu (nebo dalších prvků stabilizujících austenit) u kterých čas potřebný na destabilizaci může být až 12 hodin. Nedostatečná destabilizace, příliš dlouhá nebo příliš vysoká teplota kalení způsobí vyšší množství zbytkového austenitu po kalení. Na druhou stranu příliš

nízká kalící teplota sníží množství zbytkového austenitu ve struktuře, ale na úkor prokalitelnosti a nižších tvrdostí martenzitické matrice [10].

### 3.3.4 Struktura a tvrdost

Při určování struktury chrom-molybdenových litin se obvykle používá ternární diagram Fe-C-Cr, který dává představu o fázích těchto litin, jakkoli se může skutečný stav struktury odlitku lišit v závislosti na chemickém odmíšení, různé rychlosti ochlazování v konkrétním místech odlitku. Poměr fází je navíc ovlivněn obsahem molybdenu a dalších legujících prvků. Molybden a hořčík jsou prvky rozpustné v komplexních karbidech typu  $M_7C_3$ . Molybdenu mohou karbidy  $M_7C_3$  obsahovat nezanedbatelné množství. Na molybden mohou být v menší míře bohaté i eutektické karbidy  $M_7C_3$  a  $M_3C$ . Také ostatní legující prvky mají omezenou rozpustnost v karbidických fázích a jejich obsah v základní kovové hmotě je menší než udává chemické složení. Pro litiny s vysokým obsahem chromu je charakteristická přítomnost tvrdého a nesouvisle vyloučeného  $M_7C_3$  karbidu vedle měkčího  $M_3C$  nebo souvisle vyloučeného eutektického  $M_3C$ . U nadeutektických litin se nejprve vyloučí primární  $M_7C_3$  karbid a poté eutektikum, které tvoří karbid  $M_7C_3$  a austenit [11].

Litiny takového složení označuje norma ASTM A 532-75 jako "Otěruvzdorné litiny", norma DIN 1695 pak jako "Legované litiny odolné vůči opotřebení". Litiny nadeutektického složení mají strukturu tvořenou primárními karbidy  $M_7C_3$  a eutektikum. Litiny podeutektického složení obsahují ve struktuře dendriticky vyloučený austenit a eutektikum. Austenit vyloučený při 1150°C, dále chladne bez fázové přeměny a poté při teplotě  $A_{C1}$  transformuje na perlit. Chemické složení a rychlost ochlazování určuje, jestli bude po ochlazení na pokojovou teplotu přítomen austenit, nebo přetransformuje z části nebo zcela na perlit nebo na martenzit [11].

Tvrdost chromových litin zvyšuje precipitace struktury sekundárními karbidy, které jsou produktem destabilizace austenitu, ke které dochází díky pomalému ochlazování odlitku (ať už záměrně vlivem režimu tepelného zpracování, nebo přirozeně vlivem pomalejšího chladnutí tlustostěných odlitků). Sekundární karbidy zvyšují tvrdost chromových litin jak přímo, tím že jsou velmi jemně rozmístěné v základní kovové hmotě, tak nepřímo tím, že ochuzují austenit o uhlík a napomáhají tak martenzitické transformaci [11]. Oblast precipitace struktury sekundárními karbidy je dobře patrná na ARA diagramech na obrázcích 8.1 a 8.2.



## 4 Experimentální část

### 4.1 Úvod

Cílem bakalářské práce je ověření možnosti zvýšení hodnot tvrdosti oteruvzdorných litin, používaných firmou LIBENIA PLZEŇ spol. s r.o. k výrobě břitů frézy na frézování asfaltových povrchů, tepelným zpracováním.

### 4.2 Použité materiály

V experimentální části se pracovalo se dvěma bílými litinami, z nichž první je vysoko legována chromem, druhá je vysoko legována chromem a dále legována molybdenem. Na obou litinách byl proveden rozbor chemického složení.

### 4.3 Rozbor chemického složení

Rozbor chemického složení byl proveden na emisním spektrometru ARL 4460 metal Analyzer (THERMO Electron Corporation). Výsledky rozboru jsou shrnuté v tabulkách 4.1 a 4.2. Pro litiny bylo zavedeno označení litina A a litina B. Toto značení je dále v textu zachováno.

**Tab. 4.1: Chemické složení litiny A; hodnoty v % hm.**

litina A									
C	Cr	Mo	P	S	Mn	Ni	Cu	Si	V
2,75	29,11	0,22	0,02	0,2	0,35	0,11	0,08	0,35	0,05

**Tab. 4.2: : Chemické složení litiny B; hodnoty v % hm.**

litina B									
C	Cr	Mo	P	S	Mn	Ni	Cu	Si	V
2,21	19,75	1,98	0,03	0,04	0,55	0,16	0,09	1,89	0,13

Litina A obsahuje 2,75 % uhlíku a je legována 29 % chromu, litina B obsahuje 2,21 % uhlíku a je legována 20 % chromu a 2 % molybdenem.

### 4.4 Tepelná zpracování

Za účelem zjištění, zda je možné zvýšit tvrdost litin tepelným zpracováním, byla navržena dvě tepelná zpracování.

1. Ohřev vzorků na teplotu 950 °C v elektrické odporové peci. Výdrž na teplotě byla 1 hodina. Poté následovalo ochlazení ve vodě na teplotu 20 °C.
2. Ohřevu vzorků na 950 °C v elektrické odporové peci. Výdrž na této teplotě byla opět 1 hodina. Poté byly vzorky ochlazovány přímo v peci definovanou rychlostí 50 °C za hodinu.

Vzniklo tak celkem šest technologických variant, po třech od každé litiny. Každé variantě bylo přiřazeno označení, nesoucí informaci jejím chemickým složení, tedy o typu litiny (A nebo B) a o stavu tepelného zpracování (číslo 1 bylo přiřazeno litinám v litém stavu, číslo 2

litinám po ochlazení do vody a číslo 3 litinám ochlazovaných v peci). Záznam rychlosti ochlazování je dokumentován obrázkem 8.3.

## 4.5 Metalografie

K získání informací, které by mohly posloužit při sestavování korelace mezi strukturou a tvrdostí litin, bylo nutné provést metalografický výbrus. Na základě pozorování struktury bylo potom možné porovnávat, přineslo-li tepelné zpracování zlepšení požadovaných vlastností litin. Tyto nabyté informace o strukturách měli být později ověřeny výsledky z měření tvrdosti.

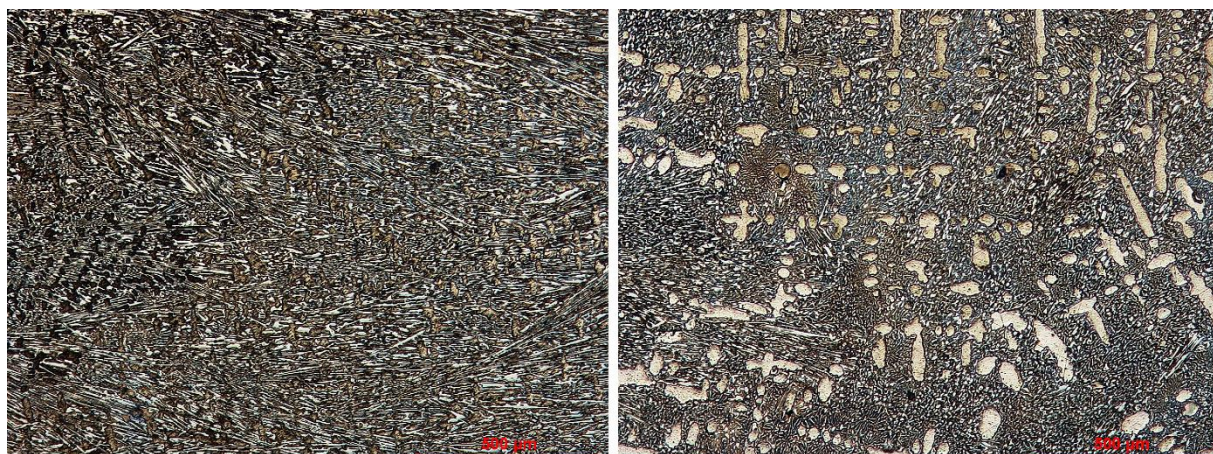
Struktura všech vzorků byla pozorována pomocí optického mikroskopu Neophot 2 značky Carl Zeiss Jena a optického mikroskopu NIKON 100s Optiphot. Struktura bylo poté zdokumentována pomocí optického mikroskopu NIKON 100s Optiphot a systému obrazové analýzy Lucia verze 5.0.



*Obr. 4.1: Vlevo: Optický mikroskop Neophot 2, vpravo: Optický mikroskop NIKON 100s Optiphot*

### 4.5.1 Struktura litin v litém stavu

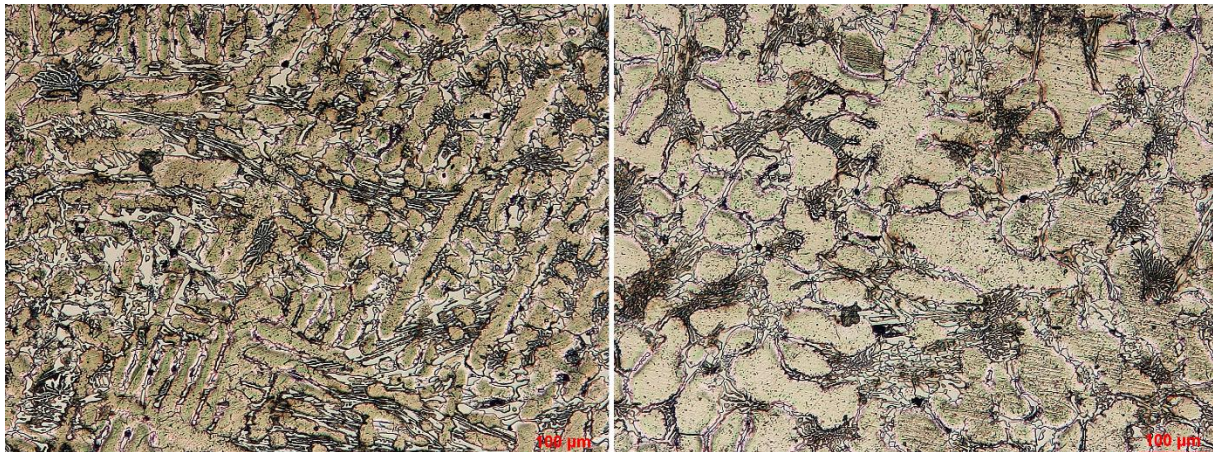
Struktura **litiny A1** je heterogenní. Je tvořena nespojitými austenitickými útvary v ledeburitickém eutektiku (viz obr. 8.4). Poměr eutektika a austenitckých útvarů je větší ve prospěch eutektika. Na pokraji vzorků je tento poměr větší, což je patrně důsledek difuze uhlíku směrem od středu k okraji během chladnutí odlitku, což dokumentuje obrázek 4.2.



*Obr. 4.2: Vlevo: Snímek struktury pořízený u povrchu vzorku litiny A1, Vpravo: Snímek struktury pořízený ve středu vzorku litiny A1; 50x, Vogel*

Bližší pozorování austenitických útvarů zcela nepotvrdilo předpoklad, že struktura by měla být v litém stavu austeniticko-martenzitická. Zkoumaná austenitická zrna obsahovala útvary morfologií připomínající martenzitické jehlice. Může se také jednat o vyloučené sekundární komplexní karbidy (viz obr. 8.5).

Struktura **litiny B1** je heterogenní. Její strukturu tvoří hrubé austenitické dendrity uložené v eutektiku (viz obr. 8.6). Poměr austenitických dendritů k eutektiku je zde větší ve prospěch austenitu. Struktura obsahuje méně eutektika než litina A, což je dáno nižším obsahem uhlíku. Struktura blíže ke kraji obsahuje jemnější dendrity austenitu a více eutektika, než struktura uprostřed vzorku. To je patrně důsledek rychlejšího ochlazování kraje a difuze uhlíku směrem ke kraji během chladnutí odlitku. Heterogenitu vzorku dokumentuje srovnání struktur na obrázku 4.3.



**Obr. 4.3:** Vlevo: Snímek struktury pořízený u povrchu vzorku litiny B1, Vpravo: Snímek struktury pořízený ve středu vzorku litiny B1; 50x, Vogel

Ani u litiny B1 nebyl ve struktuře jednoznačně identifikován martenzit. Blíže zkoumaná austenitická zrna obsahují útvary, zdánlivě tvořící jakýsi zvrásněný reliéf (viz obr. 8.7). Může se opět jednat o sekundárně vyloučené karbidy, precipitující strukturu.

#### 4.5.2 Struktura litin ochlazených ve vodě

Struktura litiny A1 a B1 je opět tvořena austenitickými útvary umístěnými v eutektiku. Struktura litin byla zachována velmi podobná struktuře litin v litém stavu, neboť ohřevem na 950 °C nebyly rozpuštěny souvislé eutektické karbidy, v nichž jsou uloženy jak eutektické, tak primární austenitické útvary. V austenitických zrnech je možné pozorovat velmi jemně a nesouvisle rozmístěné sekundární karbidy. Sekundární karbidy litiny B2 jsou vyloučeny tak, že leží za sebou v krátkých úsečkách. Pozorováním pod světelným mikroskopem nebylo možné rozlišit, jestli v původních austenitických zrnech, které z velké části vyplňují sekundární karbidy, proběhla martenzitická přeměna. Detail původních austenitických zrn litin A2 a B2 dokumentují obrázky 8.8 a 8.9.

#### 4.5.3 Struktura litin ochlazených v peci

Struktura litin A3 a B3 opět nevykazuje hrubé odlišnosti od struktur litin ochlazených ve vodě a v litém stavu. Je opět heterogenní a obsahuje útvary původního austenitu, u litiny B3 navíc uspořádané dendriticky, uložené v eutektiku. V austenitických útvarech obou litin jsou mnohem hustěji než v předešlých technologických variantách vyloučeny sekundární karbidy. Optickou mikroskopií (při mnohokrát dosažených zvětšeních) nebylo možné pozorovat základní kovovou matici mezi sekundárními karbidy dostatečně detailně tak, aby mohli být učiněny

závěry o podílu martenzitu a austenitu. Detail austenitických útvarů dokumentují pro litiny A3 a B3 obrázky 8.10 a 8.11.

#### 4.5.4 Shrnutí poznatků o struktuře

Struktury všech variant litin vykazují heterogenitu a tvoří je původní austenitická zrna uložená v eutektiku. U litin A převažuje ve struktuře eutektická fáze, u litin B austenitické útvary, které jsou navíc uspořádány do dendritů. Díky heterogenní struktuře je možné předpokládat, že se v litinách budou vyskytovat oblasti s odchylkou vůči celkovému chemickému složení. U všech vzorků byly pozorovány sekundární karbidy v austenitických zrnech. Nejvýrazněji jsou tyto karbidy vyloučené v litinách ochlazených v peci. Předpoklad, že struktura by měla být austeniticko-martenzitická již v litém stavu, není možné na základě mnou provedeném pozorování mikrostruktury vyloučit ani potvrdit.

### 4.6 Měření makrotvrlosti

#### 4.6.1 Použité zařízení a popis měření

Tvrdot podle Vickerse dle ČSN ISO 6507-1 byla měřena na tvrdoměru HPO 250 výrobce WPM Lipsko. Každý vzorek byl měřen čtyřmi vpichy. Zatížení bylo zvoleno 30 kp doba zatížení byla 15 sekund. Naměřené hodnoty tvrdosti jsou shrnuty v tabulce 4.3 včetně směrodatné odchylky. Dále je u každé naměřené hodnoty uveden variační koeficient.

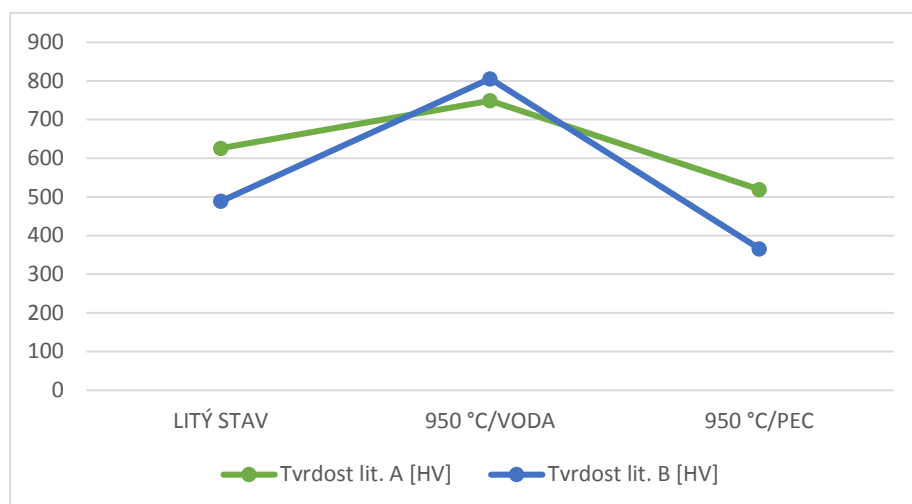


Obr. 4.4: Tvrdoměr HPO 250

#### 4.6.2 Výsledky měření tvrdosti

Tab. 4.3: Aritmetické průměry naměřených hodnot tvrdosti litin

STAV LITINY	Tvrdot lit. A [HV]	Tvrdot lit. B [HV]
LITÝ STAV	<b>626</b> ± 32 (v = 5 %)	<b>490</b> ± 9 (v = 1 %)
950 °C/VODA	<b>749</b> ± 21 (v = 3 %)	<b>806</b> ± 9 (v = 1 %)
950 °C/PEC	<b>519</b> ± 32 (v = 6 %)	<b>366</b> ± 8 (v = 2 %)



**Obr. 4.5:** Změna tvrdosti litin v závislosti na tepelném zpracování

### 4.6.3 Shrnutí výsledků měření tvrdosti

Jak u litiny A, tak u litiny B se tepelným zpracováním, kdy byly litiny ochlazeny ve vodě, tvrdost zvýšila a tepelným zpracováním, kdy byly litiny ochlazeny v peci, se tvrdost snížila. U litiny B je rozdíl tvrdosti mezi variantou B1 a B2 větší než u litiny A. Nejvyšší tvrdosti dosáhla litina B2.

Tepelným zpracování litiny B je tedy možné dosáhnout markantnějšího zvýšení tvrdosti než tepelným zpracováním litiny A.

## 4.7 Měření makrotvrdości

### 4.7.1 Použité zařízení a popis měření

Měření mikrotvrdości podle Vickerse bylo provedeno na mikrotvrdoměru VHMT typu VHM-002V výrobce Walter UHL. Vtisky byla měřena tvrdost karbidu vázaného v eutektiku a tvrdost austenitických útvarů. Tvrdość fází byla měřena zvlášť u kraje a zvlášť ve středu vzorku. Zatížení bylo voleno 0,015 g. Počet vtisků na fázi/na vzorek byl 6. Naměřené hodnoty tvrdosti jsou shrnuty v tabulce 4.4 a tabulce 4.5 včetně směrodatné odchylky. Dále je u každé naměřené hodnoty uveden variační koeficient.

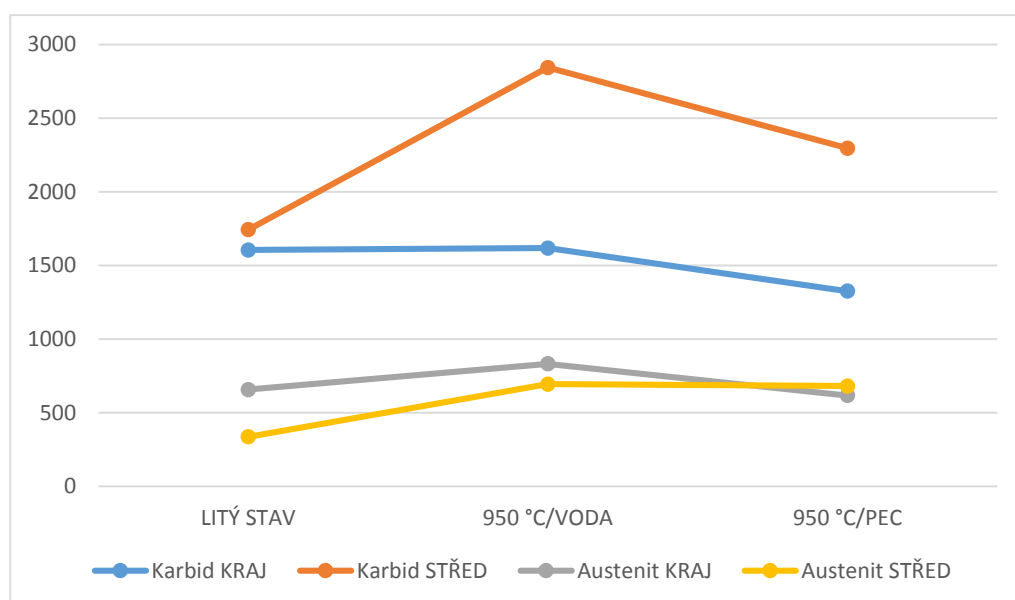


**Obr. 4.6:** Mikrotvrdoměr VHMT VHM-002V

#### 4.7.2 Výsledky měření mikrotvrdości litiny A

Tab. 4.4: Průměrné hodnoty tvrdostí měřených fází litiny A

litina A				
STAV VZORKU	tvrdost eutektického karbidu [HV]		tvrdost austenitických útvarů [HV]	
	na kraji	ve středu	na kraji	ve středu
LITÝ STAV	<b>1605 ± 288</b> (v = 18 %)	<b>1743 ± 382</b> (v = 22 %)	<b>657 ± 163</b> (v = 25 %)	<b>337 ± 13</b> (v = 4 %)
950 °C/VODA	<b>1618 ± 348</b> (v = 22 %)	<b>2843 ± 1396</b> (v = 49 %)	<b>832 ± 76</b> (v = 9 %)	<b>694 ± 87</b> (v = 13 %)
950 °C/PEC	<b>1325 ± 418</b> (v = 32 %)	<b>2296 ± 322</b> (v = 14 %)	<b>617 ± 50</b> (v = 8 %)	<b>681 ± 41</b> (v = 6 %)



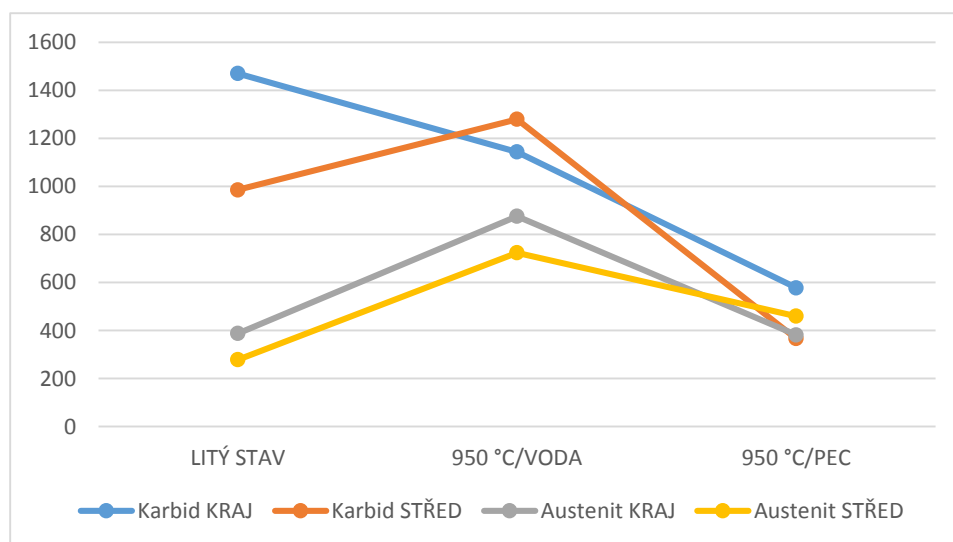
Obr. 4.7: Srovnání tvrdostí fází litiny A v závislosti na tepelném zpracování

#### 4.7.3 Výsledky měření mikrostruktury litiny B

Měření mikrotvrdomosti fází litiny B komplikovala příliš jemná struktura a příliš sekundárních karbidů vyloučených v austenitických útvarech. Vtisky provedené do karbidické fáze litin B2 a B3 se proto berou jako vtisky do eutektika. Proto i tvrdost karbidů je u vzorku B2 a B3 tvrdostí celého eutektika.

Tab. 4.5: Průměrné hodnoty tvrdostí měřených fází litiny B

litina B				
STAV VZORKU	tvrdost eutektického karbidu [HV]		tvrdost austenitických útvarů [HV]	
	na kraji	ve středu	na kraji	ve středu
LITÝ STAV	<b>1471 ± 453</b> (v = 31 %)	<b>986 ± 53</b> (v = 5 %)	<b>388 ± 58</b> (v = 15 %)	<b>379 ± 24</b> (v = 6 %)
950 °C/VODA	<b>1144 ± 33</b> (v = 3 %)	<b>1280 ± 260</b> (v = 20 %)	<b>876 ± 94</b> (v = 11 %)	<b>724 ± 93</b> (v = 13 %)
950 °C/PEC	<b>578 ± 81</b> (v = 14 %)	<b>367 ± 7</b> (v = 2 %)	<b>382 ± 4</b> (v = 1 %)	<b>460 ± 168</b> (v = 26 %)



Obr. 4.8: Srovnání tvrdostí fází litiny B v závislosti na tepelném zpracování; tvrdost karbidů B2 a B3 je ve skutečnosti tvrdost celého eutektika

#### 4.7.4 Shrnutí výsledků měření mikrotvrdomosti

Obě litiny A i B vykazovali zvýšení tvrdosti austenitických útvarů i karbidů ve středu vzorku po ochlazení do vody, což koresponduje s celkovým zvýšením tvrdosti u litin ochlazených do vody, která byla naměřena zkouškou makrotvrdomosti. Důležité je také ověření předpokladu, že na celkové tvrdosti litiny je zřejmě podílí vysoká tvrdost karbidických útvarů. Měření mikrotvrdomosti nepotvrdilo, že austenitické útvary skutečně obsahují martenzit. Tvrdosti se martenzitu blíží nejvíce austenitická fáze litin A2, A3 a B2.

## 4.8 Rentgenová difrakční analýza

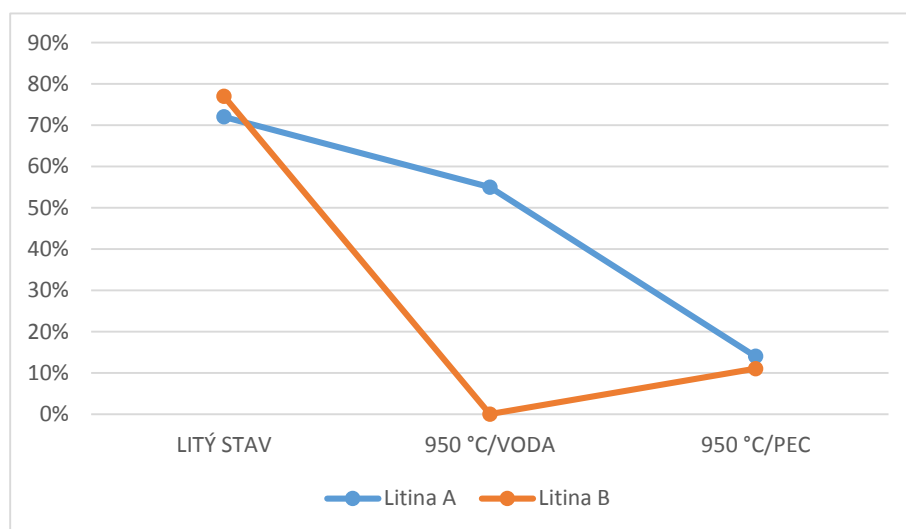
### 4.8.1 Popis měření

Cílem rentgenové difrakční analýzy bylo kvantitativní stanovení  $\alpha$ -Fe a  $\gamma$ -Fe. Bylo použito  $\text{CoK}\alpha$  záření. Byly získány dva druhy difraktogramů; difraktogram pořízený na film a difraktogram zachycený elektronickým detektorem. Difraktogramy pořízené pomocí elektronického detektoru umožňují kvantitativní stanovení podílů fází  $\alpha$  a  $\gamma$ . Difraktogramy registrované na film dávají představu o velikosti krystalitů těchto fází. Z difraktogramů pořízených na film (viz obrázky 8.12 až 8.14 a obrázky 8.18 až 8.20) je patrné, že krystaly jsou u obou litin hrubozrnné, takže kvantitativní údaje získané elektronickým detektorem jsou zatížené větší chybou měření. Z tohoto důvodu je nutné brát výsledky kvantitativního zastoupení jednotlivých sledovaných fází jako přibližné.

### 4.8.2 Výsledky měření

Tab. 4.6: Výsledky měření RTG difrakční analýzy

STAV VZORKU	litina A		litina B	
	film	el. difraktometr	film	el. difraktometr
LITÝ STAV	$\alpha + \gamma$	72 % $\gamma$	$\alpha + \gamma$	77 % $\gamma$
950 °C/VODA	$\alpha$	55 % $\gamma$	$\alpha$	0 % $\gamma$
950 °C/PEC	$\alpha$	14 % $\gamma$	$\alpha$	11 % $\gamma$



Obr. 4.9: Podíl austenitu ve struktuře v závislosti na tepelném zpracování litin

### 4.8.3 Shrnutí výsledků měření RTG difrakční analýzy

Nejvíce austenitu obsahovaly litiny v litém stavu.



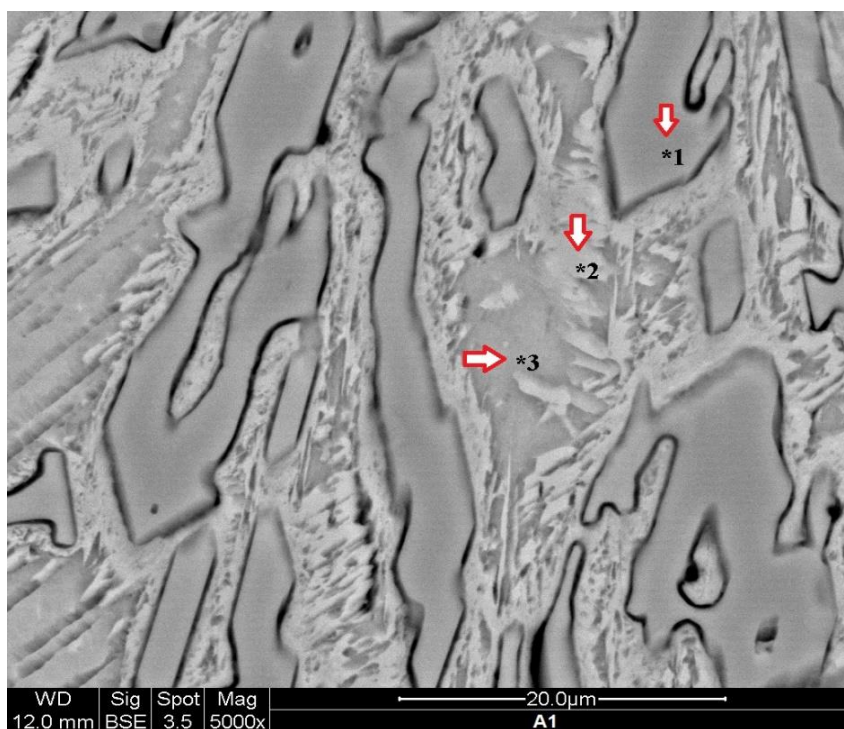
## 4.9 Elektronová mikroskopie a mikroanalýza

### 4.9.1 Použité zařízení a popis a cíl měření

Struktura litin byla dokumentována při větším zvětšení pomocí řádkovacího elektronového mikroskopu jak pomocí sekundárních elektronů (SE), tak pomocí zpětně odražených elektronů (BSE). Měření bylo provedeno na řádkovacím elektronovém mikroskopu FEI QUANTA 200 s EDS detektorem Sapphire Si(Li) od firmy EDAX na pracovišti NTC. Pro zjištění lokálního chemického složení byla provedena bezstandartová energiově disperzní analýza (EDX) se ZAF korekcí a normalizací.

### 4.9.2 Struktura a EDX analýza litin v litém stavu

Na snímcích **litiny A1** pořízených v režimu BSE byly zvýrazněny oblasti původního austenitu, které mají na obrázku 4.10 světlejší barvu. Této oblasti odpovídá oblast označená číslem 2. Analýza EDX byla provedena v místě 1, což je eutektický karbid, v místě 2, což je světlejší oblast původního eutektického austenitu a v místě 3, které je oblastí původního eutektického austenitu s tmavší barvou. Chemické složení oblastí získané analýzou EDX je shrnuté v tabulce 4.7.



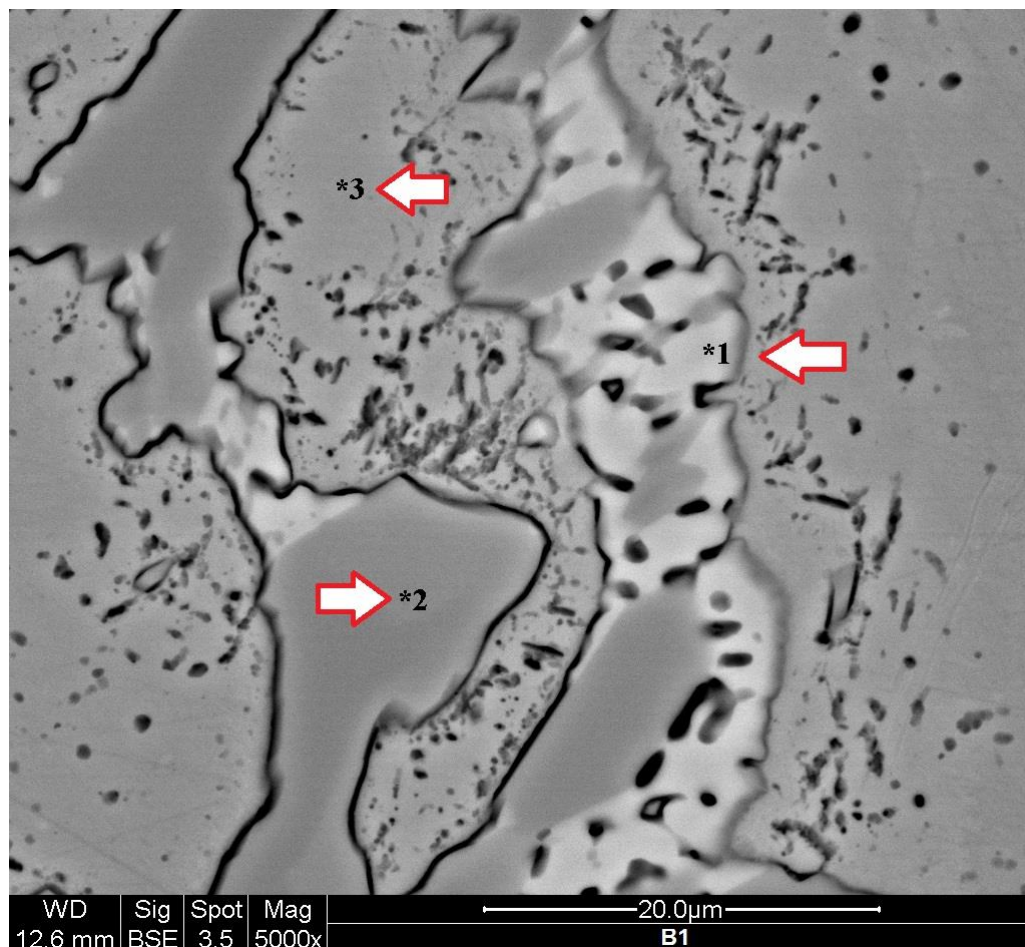
Obr. 4.10: Struktura litiny A1 s oblastmi vyznačenými pro EDX; režim BSE, 5000x

Tab. 4.7: Chemické složení oblastí označených na obrázku 4.10

prvek	oblast 1 - wt [%]	oblast 2 - wt [%]	oblast 3 - wt [%]
Si	-	0,69	0,74
Cr	70,23	24,52	17,53
Fe	29,77	74,79	81,73

Světlejší oblasti původních austenitických útvarů jsou bohatší na chrom.

Na snímcích **litiny B1** jsou patrné světlejší části eutektických karbidů. EDX analýza byla provedena v tmavší (2) a světlejší (1) části eutektického karbidu. Třetí oblast analyzovaná pomocí EDX byla v austenitické hmotě (3). Lokální chemické složení je shrnuté v tabulce 4.8.



**Obr. 4.11:** Struktura litiny B1 s oblastmi vyznačenými pro EDX; režim BSE, 5000x

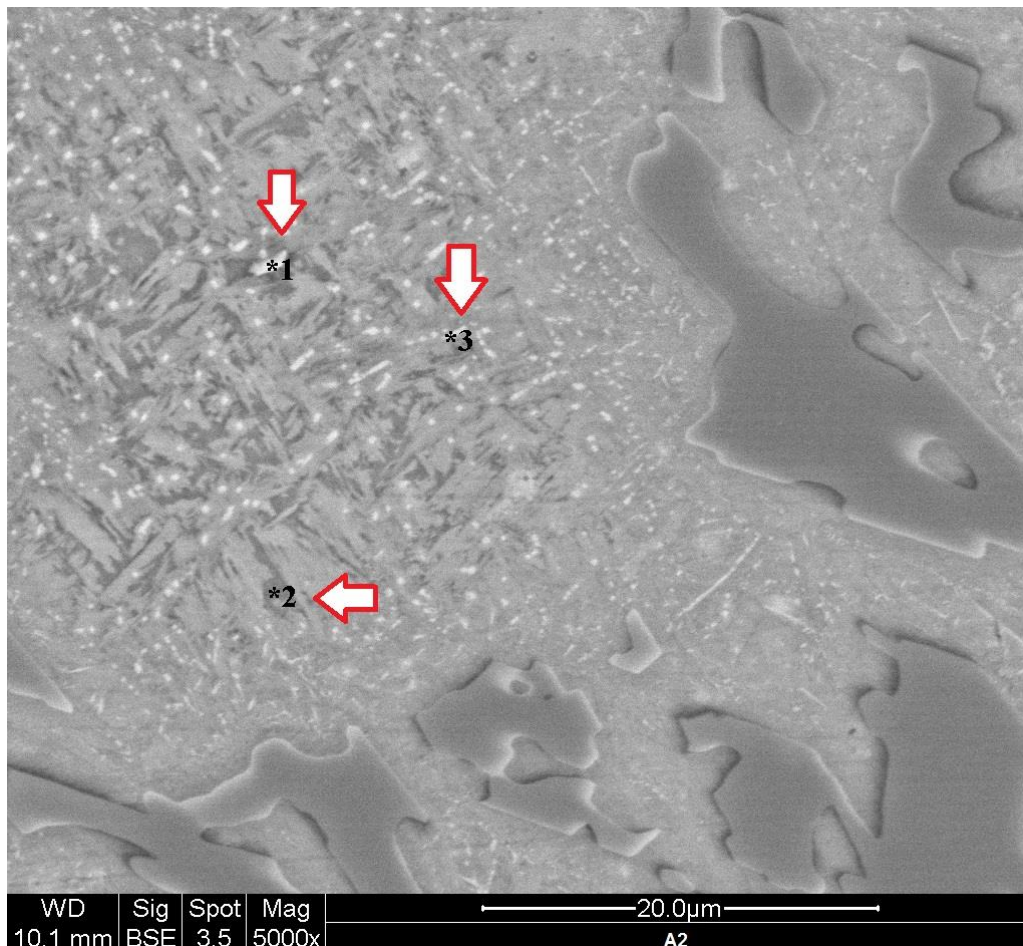
**Tab. 4.8:** Chemické složení oblastí označených na obrázku 4.11

prvek	oblast 1 - wt [%]	oblast 2 - wt [%]	oblast 3 – wt [%]
Si	2,43	-	1,98
P	0,68	-	-
Cr	16,47	52,88	12,43
Fe	52,11	32,28	78,01
Mo	28,31	14,84	7,58

Světlejší části eutektických karbidů jsou bohatší na molybden, tmavší části obsahují výrazně více chromu.

### 4.9.3 Struktura a EDX analýza litin po ochlazení ve vodě

V základní kovové hmotě litiny A2 byl při pozorování struktury (viz obr. 8.25) při zvětšení 5000x identifikován martenzit a jemně vyloučené sekundární karbidy. Pro EDX analýzu byla vybrána oblast martenzitu, které bylo přiřazeno číslo 2 a oblast sekundárních karbidů, kterým odpovídají čísla 1 a 3 (viz obr. 4.12).

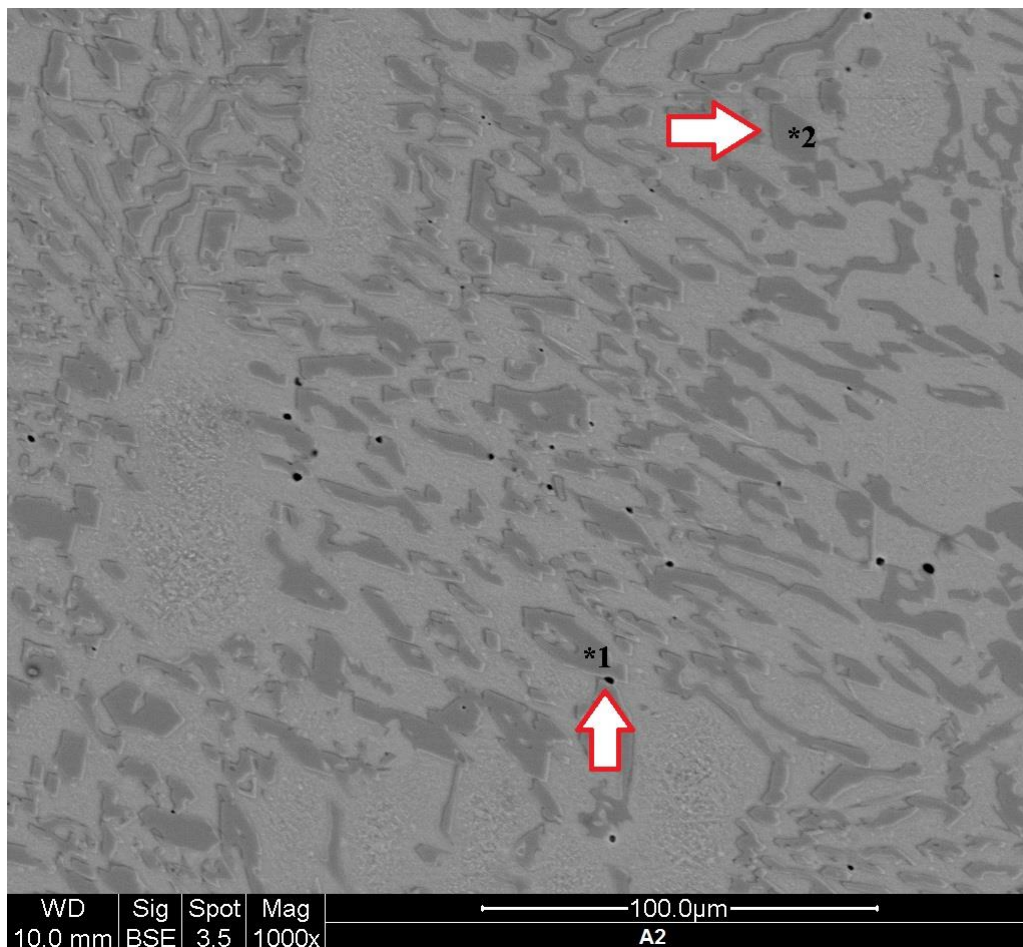


Obr. 4.12: Struktura litiny A2 s oblastmi vyznačenými pro EDX; režim BSE, 5000x

Tab. 4.9: Chemické složení oblastí označených na obrázku 4.12

prvek	oblast 1 - wt [%]	oblast 2 - wt [%]	oblast 2 - wt [%]
Si	1	0,69	0,72
Cr	19,4	19,11	19,37
Fe	79,6	80,2	79,92

Dále bylo u litiny A2 měřeno chemické složení eutektických karbidů. Na obrázku 4.13 jsou vyznačeny dvě oblasti eutektických karbidů pro EDX analýzu.



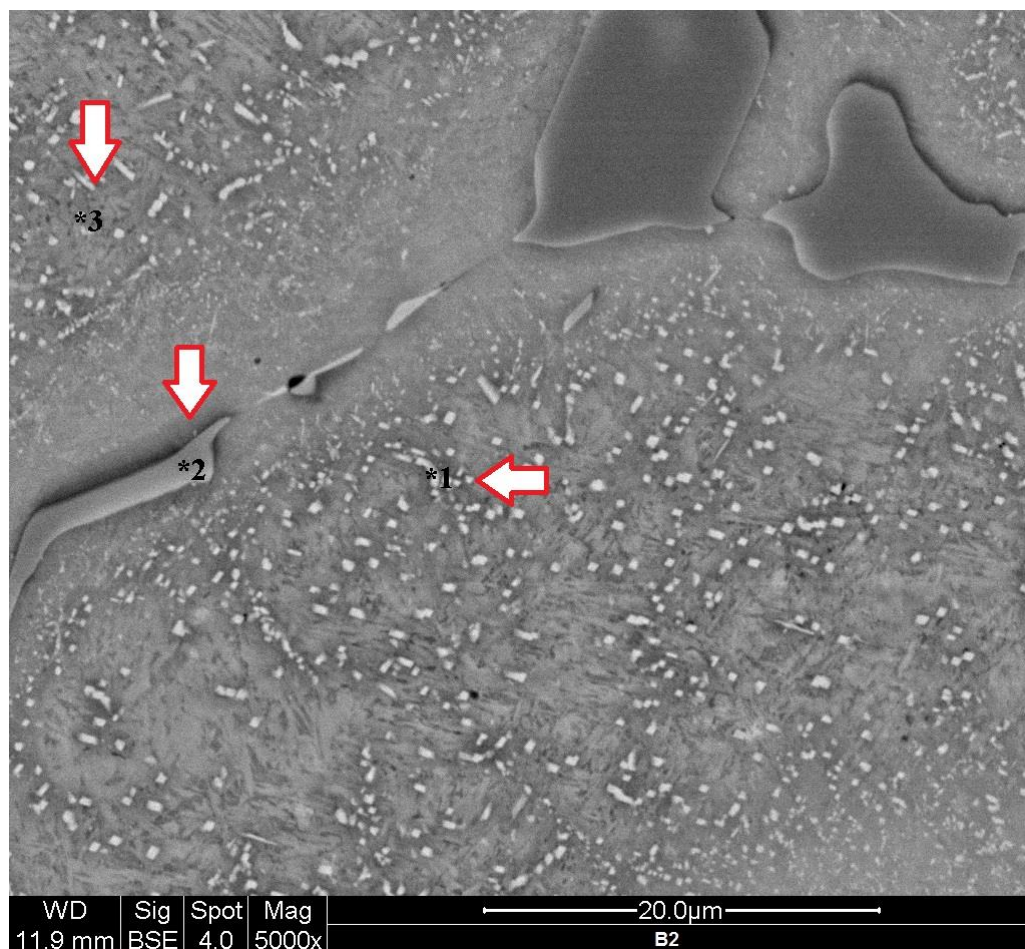
**Obr. 4.13:** Struktura litiny A2 s oblastmi vyznačenými pro EDX; režim BSE, 1000x

**Tab. 4.10:** Chemické složení oblastí označených na obrázku 4.13

prvek	oblast 1 - wt [%]	oblast 2 - wt [%]
Cr	69,19	70,75
Fe	30,81	29,25

Eutektické karbidy litiny A2 obsahují podstatně více chromu než sekundární karbidy vyloučené v základní kovové matici.

U litiny B2 bylo měřeno chemické složení eutektických a sekundárních karbidů. Sekundární karbidy jsou pro EDX analýzu označeny na obrázku 4.14 čísly 1 a 3. Oblast eutektického karbidu má přiřazené číslo 2. Na obrázku 4.14 je dále možné pozorovat martenzitickou strukturu v základní kovové hmotě.



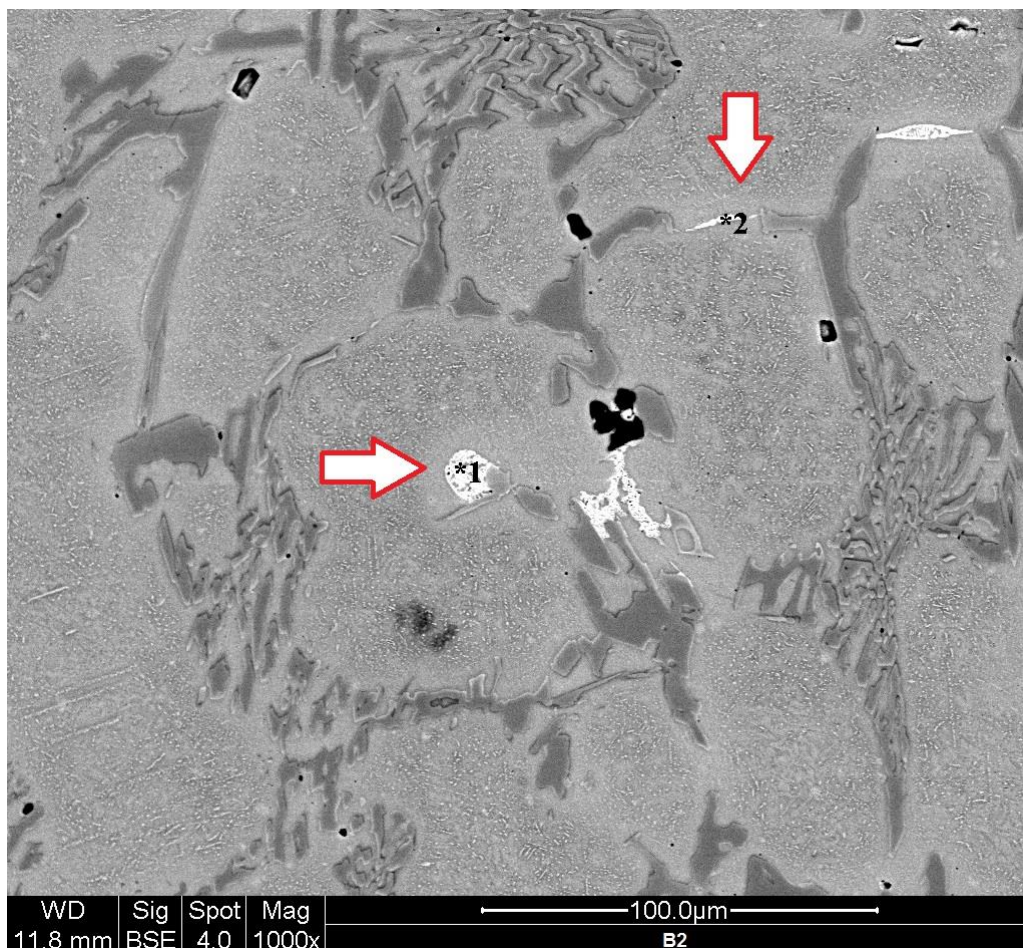
Obr. 4.14: Struktura litiny B2 s oblastmi vyznačenými pro EDX; režim BSE, 5000x

Tab. 4.11: Chemické složení oblastí označených na obrázku 4.14

prvek	oblast 1 - wt [%]	oblast 2 - wt [%]	oblast 3 - wt [%]
Si	1,41	0,79	2,16
Cr	19,18	29,72	21,03
Fe	75,51	65,92	72,48
Mo	3,9	3,56	4,6

Eutektické karbidy obsahují více chromu než sekundární ale rozdíl mezi nimi není tak markantní jako u litiny A.

Ve struktuře litiny B2 byly dále pozorovány globulitické a červíkovité velmi světlé útvary. Nejlépe jsou viditelné na snímcích získaných v režimu BSE (viz obr. 4.15). Na základě EDX analýzy a morfologie byl učiněn předpoklad, že se pravděpodobně jedná o segregovaný molybden. Snímky získané v módu BSE ukazují zkoumané struktury v tzv. materiálovém kontrastu, tj. oblasti prvků s vyšším atomovým číslem jsou světlejší než oblasti s lehčími prvky.



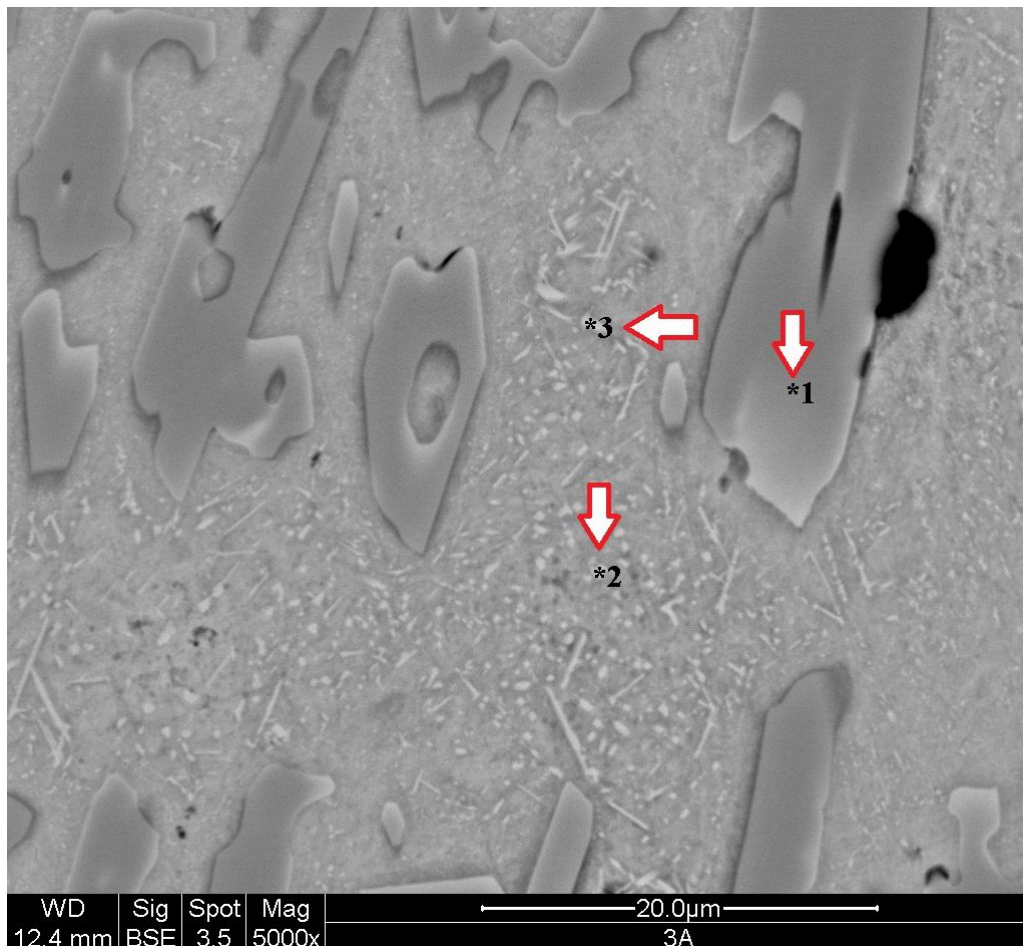
Obr. 4.15: Struktura litiny B2 s oblastmi vyznačenými pro EDX; režim BSE, 1000x

Tab. 4.12: Chemické složení oblastí označených na obrázku 4.15

prvek	oblast 1 - wt [%]	oblast 2 - wt [%]
Si	2,34	1,66
P	0,79	0,25
Cr	15,68	12,31
Fe	48,68	35,82
Mo	32,51	49,96

#### 4.9.4 Struktura a EDX analýza litin ochlazovaných v peci

Nejnápadnějším znakem litiny A3 jsou sekundární karbidy vyloučené v základní kovové hmotě. Tyto karbidy jsou mírně hrubší než u litiny A2 a některé mají až jehlicovitý, či deskovitý charakter. To je dobře vidět na obrázku 8.26. Na obrázku 4.16 jsou vyznačeny oblasti pro analýzu EDX. Číslo 1 má přiřazen eutektický karbid a čísla 2 a 3 sekundární karbidy.



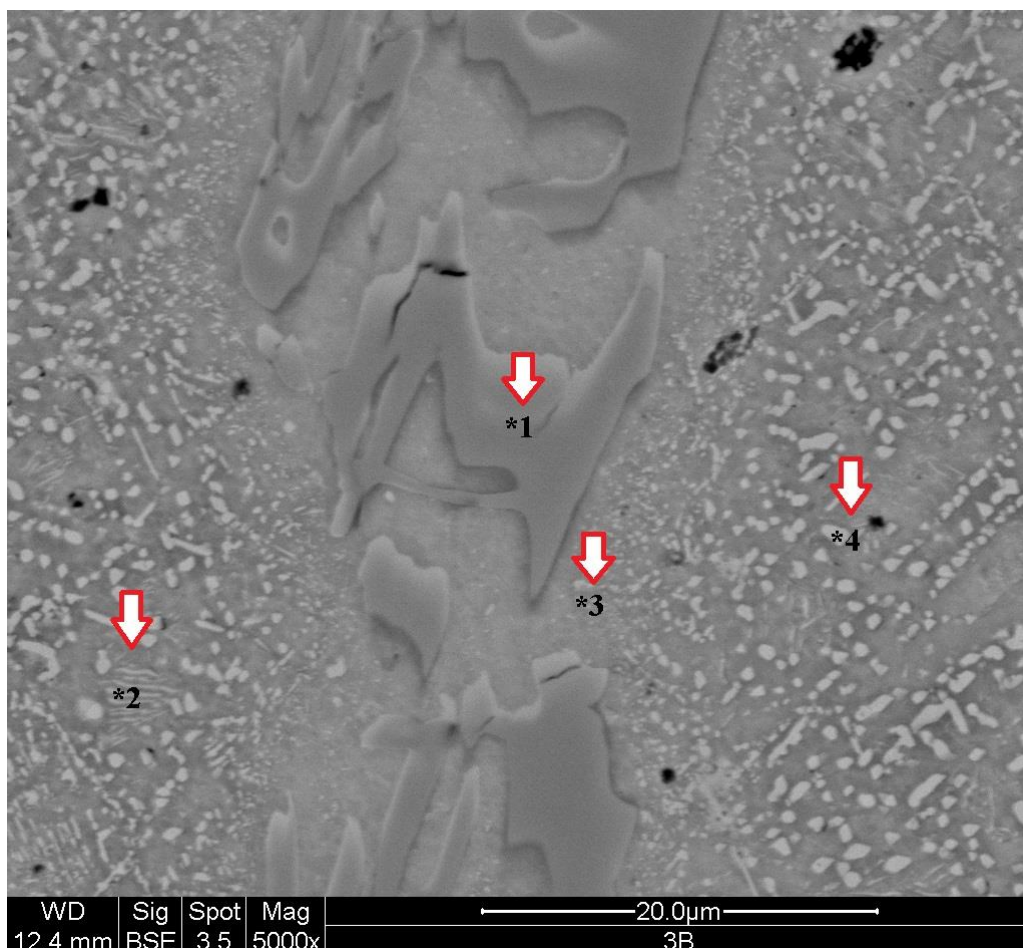
Obr. 4.16: Struktura litiny A3 s oblastmi vyznačenými pro EDX; režim BSE; 5000x

Tab. 4.13: Chemické složení oblastí označených na obrázku 4.16

prvek	oblast 1 - wt [%]	oblast 2 - wt [%]	oblast 2 - wt [%]
Si	-	0,71	0,73
Cr	61,43	20,57	18,9
Fe	38,57	78,71	80,37

I zde je patrný fakt, že eutektické karbidy obsahují více chromu, než sekundárně vyloučené karbidy.

I ve struktuře litiny B3 jsou patrné sekundární karbidy různých tvarů. EDX analýza zde byla provedena ve čtyřech oblastech. Tyto oblasti jsou vyznačené na obrázku 4.17. Číslo 1 bylo přiděleno eutektickému karbidu, číslo 2 oblasti, kde se sekundární karbidy tvaru drobných jehliček, prolínají s kovovou maticí, číslo 3 oblasti austenitu, který je součástí eutektika. Tato oblast je v těsné blízkosti eutektického karbidu. Oblast číslo 4 je téměř globulitický sekundární karbid.



Obr. 4.17: Struktura litiny B3 s oblastmi vyznačenými pro EDX; režim BSE, 5000x

Tab. 4.14: Chemické složení oblastí označených na obrázku 4.17

Prvek	oblast 1 – wt [%]	oblast 2 – wt [%]	oblast 3 – wt [%]	oblast 4 – wt [%]
O	0,71	-	-	-
Si	0,95	2,03	1,92	1,38
Cr	31,51	15	15,1	21,58
Fe	63,07	82	81,1	74,97
Mo	3,75	0,96	1,88	2,07



#### 4.9.5 Shrnutí výsledků pozorování struktury pomocí elektronového řádkovacího mikroskopu a EDX analýzy

Měřením chemického složení pomocí EDX bylo zjištěno, že eutektické komplexní karbidy obsahují více legujících prvků (především chromu), než karbidy sekundární. Tento rozdíl je velice markantní u litiny typu A. Pozorováním mikrostruktury se zvětšením, jaké poskytl SEM, dovolilo identifikovat martenzit ve strukturách litin po ochlazení ve vodě. Pozorováním bylo dále zjištěno, že sekundární karbidy jsou nejvíce vyloučeny ve strukturách litin ochlazovaných v peci. Analýza EDX dále potvrdila lokální chemické odmíšení legujících prvků. To se projevilo například segregací molybdenu u litiny B2, chemicky různorodými eutektickými karbidy u litiny B1 nebo rozdílným obsahem chromu uprostřed a po hranicích austenitických zrn u litiny A1.

## 5 Diskuze výsledků

### 5.1 Litina A

Struktura litiny A v litém stavu je tvořena nesouvislými austenitickými útvary uloženými v eutektiku. Ve struktuře převládá eutektikum nad základní kovovou hmotou, což je dané vyšším obsahem uhlíku. Součástí eutektika jsou komplexní karbidy  $(Cr, Fe)_7C_3$ , které dosahují tvrdosti až 1743 HV a obsahují výrazně více chromu než železa. Základní kovová matrice je tvořena z větší části austenitem (dle RTG difrakční analýzy asi 70 %) a sekundárními karbidy. Struktura litiny je heterogenní, směrem ke kraji vzorku dochází k zjemňování eutektika a růstu jeho poměru k základní kovové hmotě, což je důsledek rychlejšího chladnutí povrchu a difuze uhlíku směrem od středu vzorku. U austenitické hmoty byla pozorována a metodou EDX naměřena odchylka chemického složení. Hranice těchto zrn jsou bohatší na chrom, což znamená, že střed zrna je o chrom ochuzený. Tato chemická heterogenita se projevila v naměřených hodnotách mikrotvrdosti austenitické fáze. Naměřená makrotvrdost této technologické varianty je 626 HV.

Tvrdość litiny A po ochlazení ve vodě stoupla na 749 HV. Tvar původních austenitických zrn se tepelným zpracováním příliš nezměnil, protože ohřátím vzorku na 950 °C nebyly rozpuštěny karbidy eutektika, v nichž jsou původní austenitické útvary uloženy. Vnitřní stavba těchto zrn je směsí austenitu a martenzitu. Uvnitř zrn se vyskytují velice jemné precipitáty – sekundární karbidy. Tomu odpovídá naměřená mikrotvrdost austeniticko-martenzitických zrn, která je přibližně o třetinu vyšší ve srovnání s litinou v litém stavu. Obsah austenitu dle RTG difrakční analýzy je asi 55 %. Eutektické karbidy typu  $(Cr, Fe)_7C_3$  obsahují železo a chrom ca v poměru 1:3, sekundární karbidy mají tento poměr přibližně obrácený.

Naměřená tvrdost litiny A ochlazené v peci klesla na 519 HV. Tvrdość eutektických karbidů je ve srovnání s předchozími variantami litiny A menší, což patrně souvisí s nižším obsahem chromu v těchto karbidech. Ve srovnání s eutektickými karbidy variant A1 a A2 je tento rozdíl asi 10 %. Litinu A3 charakterizují (na poměry sekundárních karbidů) hrubé útvary sekundárních karbidů typu  $(Cr, Fe)_7C_3$  ve tvaru jehlic a destiček, navíc ve větším počtu, než tomu bylo u litin A1 a A2. To je patrně důsledek velmi pomalého ochlazování v peci, kdy měla difuze k dispozici dlouhý časový prostor k tvorbě těchto karbidů. Základní kovovou hmotou je pravděpodobně austenit nebo i ferit, přihlídneme-li k (málo spolehlivému) výsledku RTG difrakční analýzy, která stanovuje obsah austenitu ve struktuře na 14 %. Přítomnosti martenzitu v této základní kovové matici nenasvědčují výsledky mikrotvrdosti. Mikrotvrdost základní kovové hmoty dosahuje hodnot srovnatelných s litinou A1 i přes zvýšený obsah tvrdých sekundárních karbidů.

## 5.2 Litina B

Struktura litiny B v litém stavu je tvořena dendritickými útvary austenitu, které jsou uloženy v eutektiku. Struktura je heterogenní, směrem od středu se zjemňuje a roste podíl eutektika na úkor austenitických dendritů. Eutektické karbidy nedosahují takovou tvrdost jako karbidy litiny A. Jsou chemicky různorodé, obsahují světlejší a tmavší oblasti, které se liší ve větší míře liší obsahem chromu a v menší míře obsahem molybdenu. Austenitická hmota, dle RTG difrakční analýzy je její obsah asi 77 %, dosahuje malé tvrdosti okolo 380 HV. V austenitických dendritech jsou vyloučeny sekundární karbidy. Litina A v litém stavu má celkovou tvrdost 489 HV.

Tepelným zpracováním, kdy byla litina B ohlazena ve vodě, vzrostla tvrdost litiny na 806 HV. Velikost dendritů se nezměnila, jelikož při ohřevu na 950 °C nebyly rozpuštěny eutektické karbidy. Ty mají stejné chemické složení jako karbidy litiny B1 a jejich tvrdost je téměř stejná jako u litiny B1. Vnitřní struktura dendritů základní hmoty je martenziticko-austenitická (dle RTG difrakční analýzy obsahuje 0 % austenitu) a obsahuje jemné sekundární karbidy. Tomu odpovídá tvrdost této kovové fáze, která se ve srovnání s litinou v litém stavu zvýšila na dvojnásobek. Sekundární karbidy mají menší obsah chromu než eutektické karbidy, ale rozdíl obsahu není tak markantní, jako u litin A. Oba druhy karbidů ve struktuře obsahují také molybden (shodně okolo 4 %). Uprostřed zrn základní kovové matrice se objevují malé oblasti segregovaného molybdenu, ve tvaru globulí nebo tyčinek.

Tvrdost litiny ohlazované v peci klesla na 366 HV. Tvrdost eutektických karbidů je oproti předchozím dvěma variantám litiny B znatelně nižší, přestože podle EDX analýzy mají přibližně stejný poměr chromu, molybdenu a železa. Původní austenitické dendrity obsahují poměrně hrubé útvary sekundárních karbidů, které jsou zde velmi početně zastoupeny. I přes obsah těchto komplexních karbidů byla tvrdost základní kovové hmoty poměrně nízká, přes 400 HV. S přihlédnutím k faktu, že RTG difrakční analýza určila obsah austenitu ve struktuře na 11 % a k faktu, že rychlost ochlazování byla velmi pomalá, může být v základní kovové matrici zastoupen ferit.

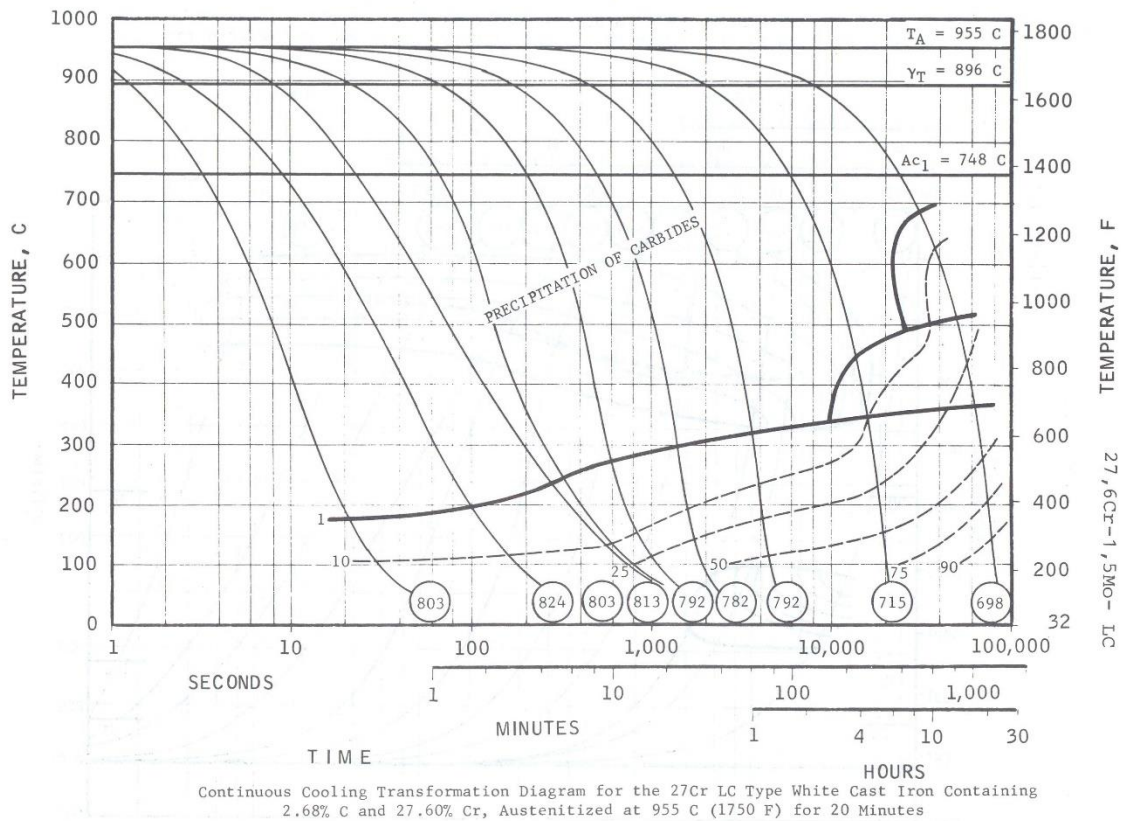
## 6 Závěr

Cílem bakalářské práce bylo zjistit, zda se vhodným tepelným zpracováním dá zvýšit tvrdost dvou konkrétních ořezových litin. Tepelným zpracováním založeným na ohřevu vzorků na 950 °C a následném ochlazení do vody o teplotě 20 °C bylo u obou litin dosaženo částečně martenzitické struktury a došlo ke zvýšení tvrdosti u obou litin. U litiny typu B bylo toto zvýšení dokonce velmi markantní. Druhým tepelným zpracováním, založeným na ohřevu na 950 °C a následném ochlazování v peci konkrétní rychlostí 50 °C za hodinu byla tvrdost ve srovnání s litým stavem snížena.

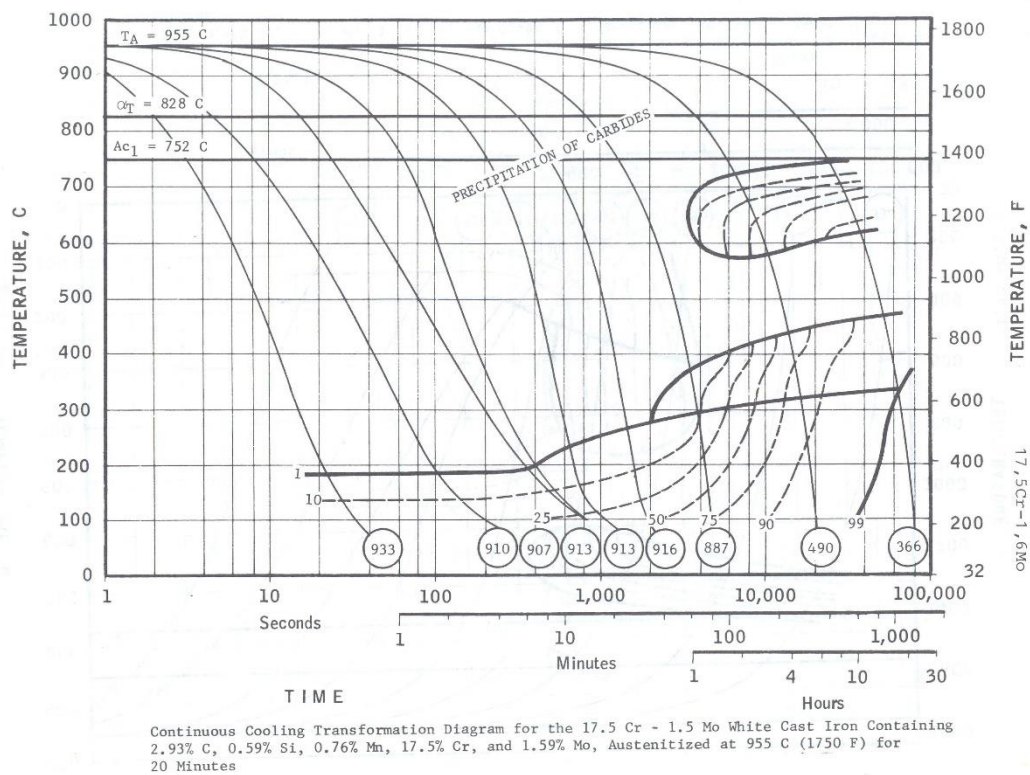
## 7 Použité zdroje

- [1] PLUHAŘ, J., KORITA, J. *Strojírenské materiály*. Praha: SNTL, 1983.
- [2] POKORNÝ, P. *Stanovení mechanických vlastností vybraných nenormalizovaných materiálů na odlitky a vlivu tepelného zpracování*. Plzeň: ZČU-KMM, 2005
- [3] SUCHÁNEK, J. *Opotřebení materiálu*.  
<http://www.tribotechnika.sk/tribotechnika-42009/opotrebeni-materialu.html>
- [4] POŠTA, J., VESELÝ, P., DVOŘÁK, M. *Degradace strojních součástí*.  
[http://degradace.tf.czu.cz/Mngr\\_ram.htm](http://degradace.tf.czu.cz/Mngr_ram.htm). Praha: ČZU, 2002.
- [5] FREUMUNT, P., PODRÁBSKÝ, T., *Konstrukční oceli*. Brno: CRM, 1996
- [6] EVRAZ VÍTKOVICE STEEL *Plechý z ocelí 414 230*.  
<http://www.evrazvitkovicesteel.com/produkty-detail/produkty/-1/produkty-podsekce/plechy-odolne-proti-mechanicke-mu-opotrebeni-oteruv-12/produkty-detail/plechy-z-oceli-podle-vn-414320-abrazit--20/>
- [7] GAMMA OCEL s.r.o.  
<http://www.gamaocel.cz/4861-hardox/>
- [8] <http://ime.fme.vutbr.cz/files/Studijni%20opory/savgl/index.php?chapter=11>
- [9] RÖHRIG, K. *Verscheißbeständige weiße Gußeisenwerkstoffe*. Düsseldorf: ZVG, 1999
- [10] RÖHRIG, K. *Continuous Cooling Transformation Diagrams of High Chromium Irons*. Düsseldorf: CLIMAX MOLYBDENUM Co, 1980
- [11] PARKS, J. L. *Eigenschaften von dickwandigen Gußstücken aus hochlegierten weißen Chrom-Molybdän-Gußeisen im Gußzustand und nach unterkritischer Wärmebehandlung*. Düsseldorf: CLIMAX MOLYBDENUM Co, 1979

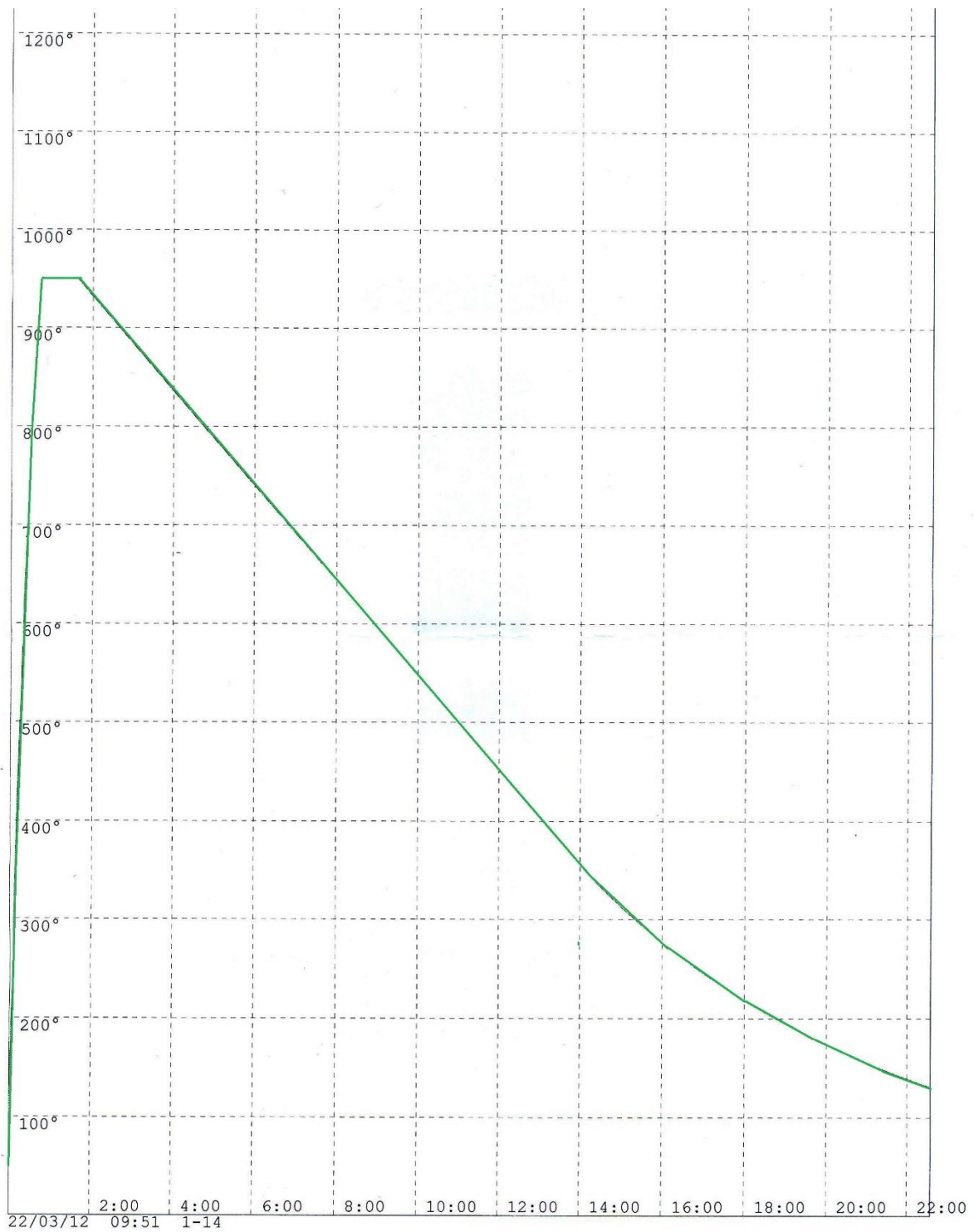
## 8 Obrazová příloha



**Obr. 8.1: ARA diagram odpovídající litině A [10]**



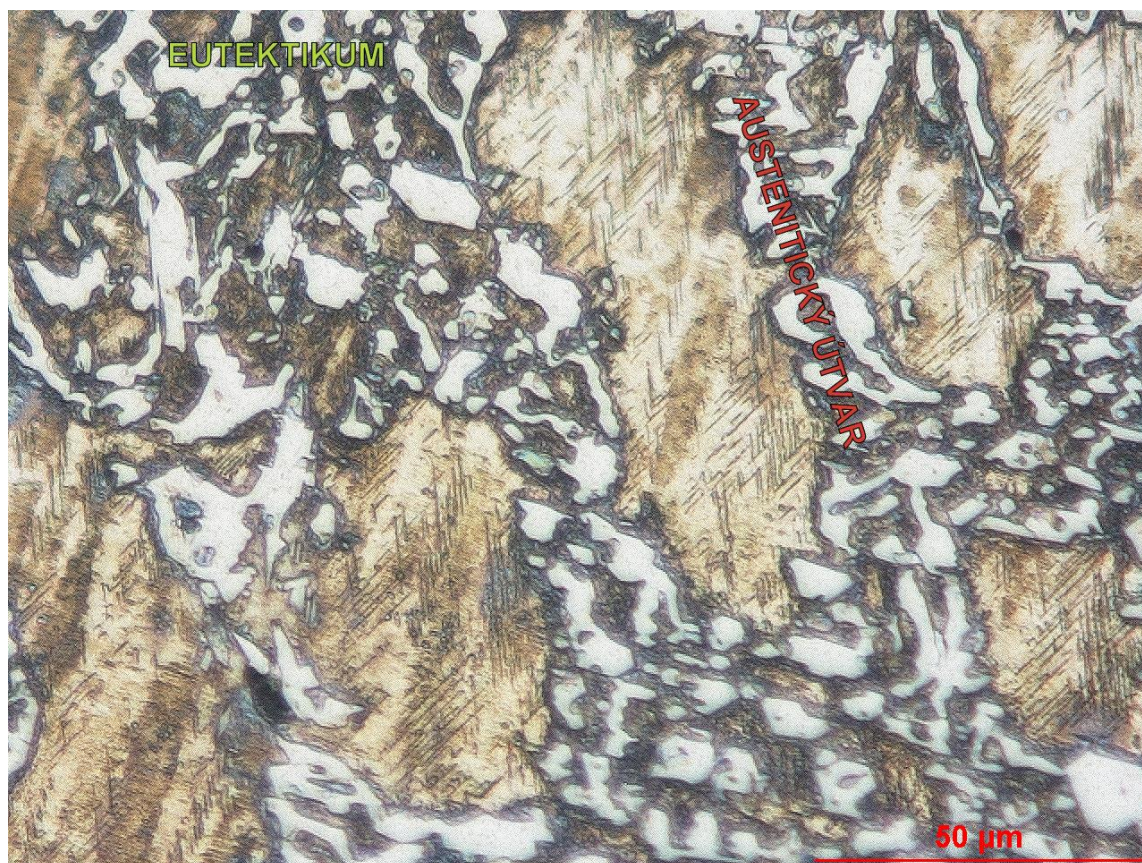
**Obr. 8.2: ARA diagram odpovídající litině B [10]**



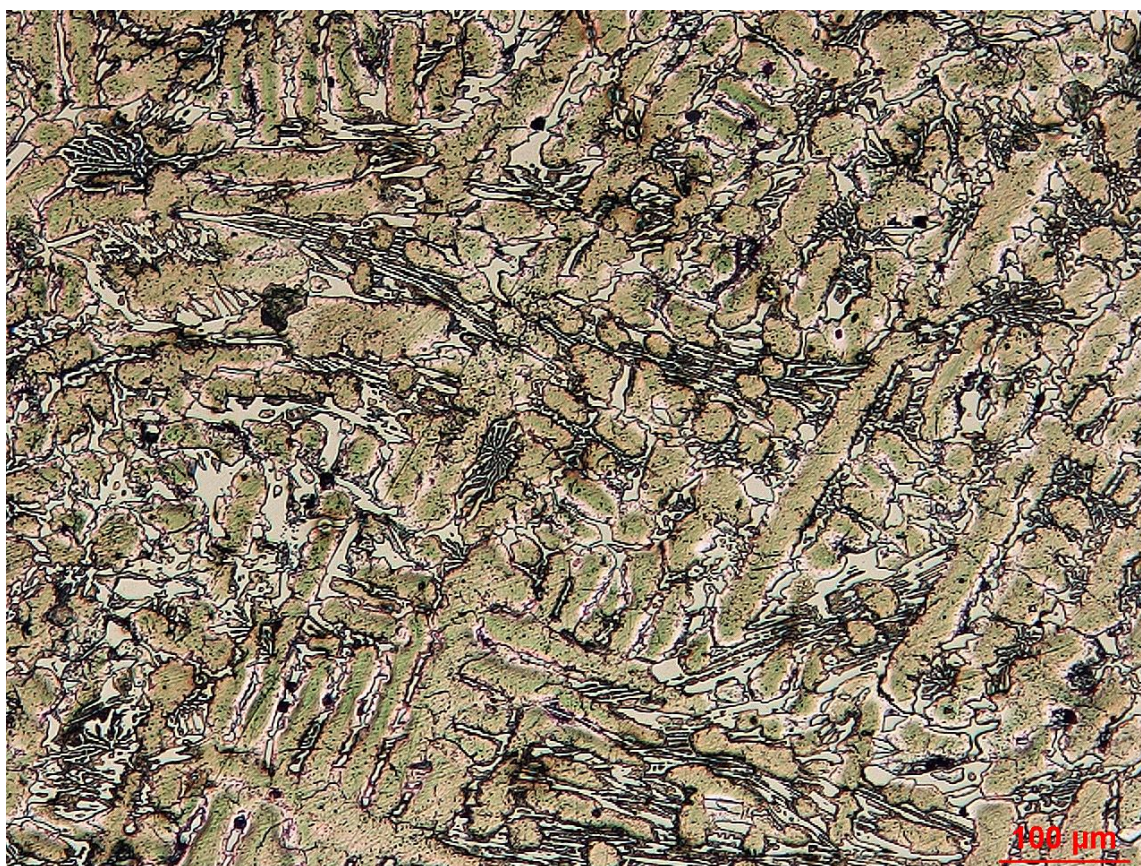
**Obr. 8.3: Křivka chladnutí získaná záznamem při tepelném zpracování 950 °C/PEC**



Obr. 8.4: Struktura litiny Al; 50x, Vogel



Obr. 8.5: Detail austenitických útvarů litiny Al; 500x, Vogel



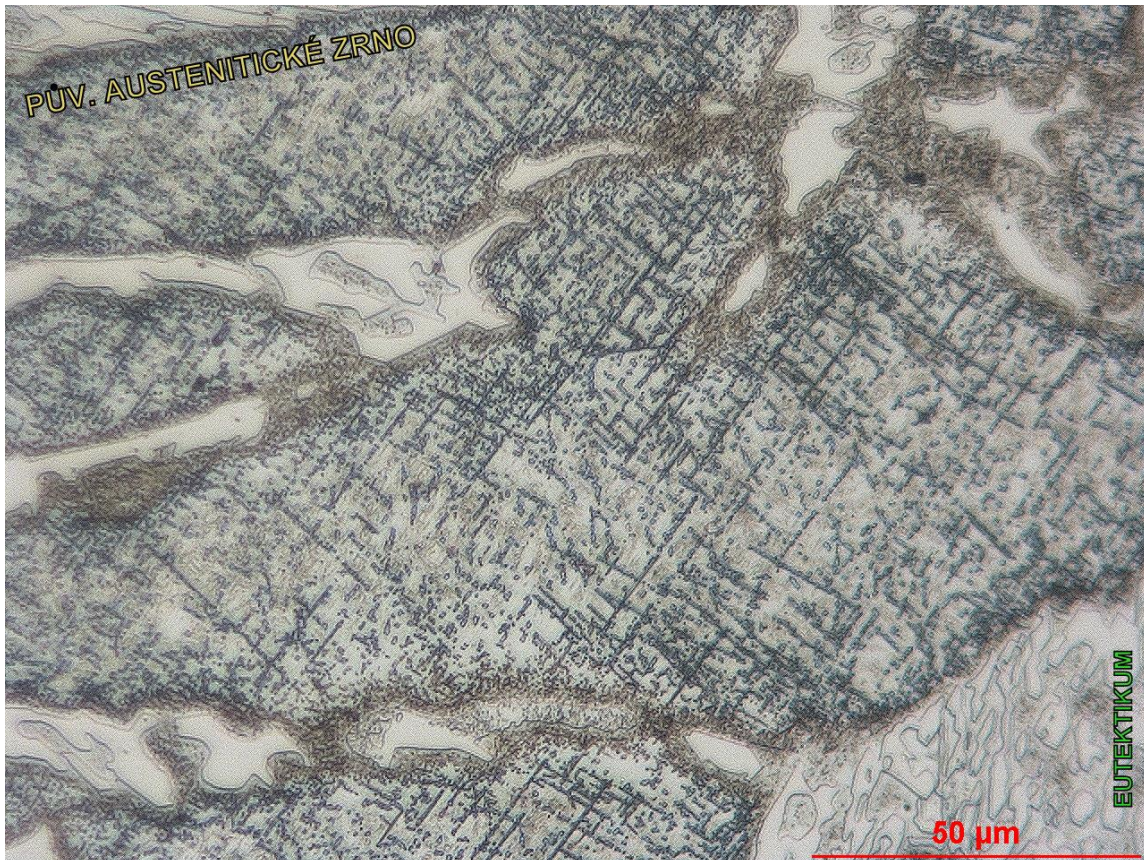
Obr. 8.6: Struktura litiny B1; 100x, Vogel



Obr. 8.7: Detail austenitických útvarů litiny B1; 500x, Vogel



*Obr. 8.8: Detail pův. austenitického zrna litiny A2; 500x, Vogel*

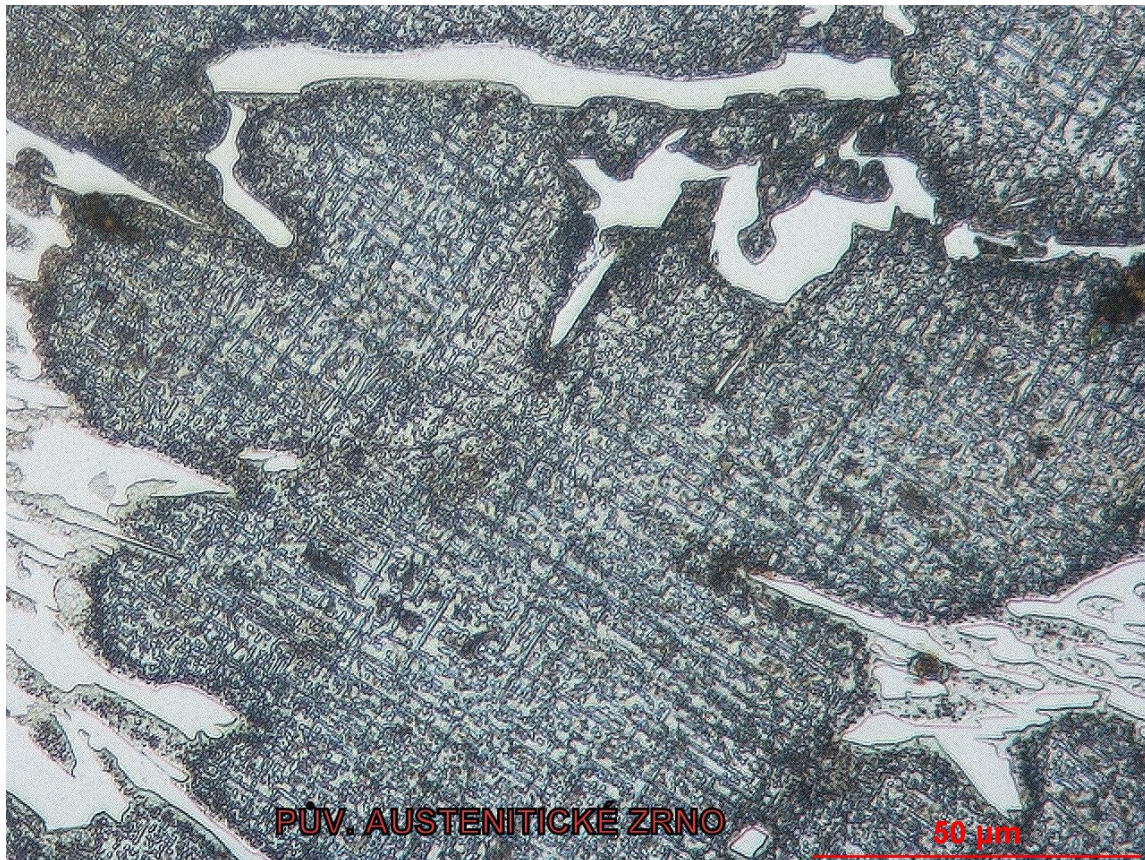


*Obr. 8.9: Detail pův. austenitického zrna litiny B2; 500x, Vogel*

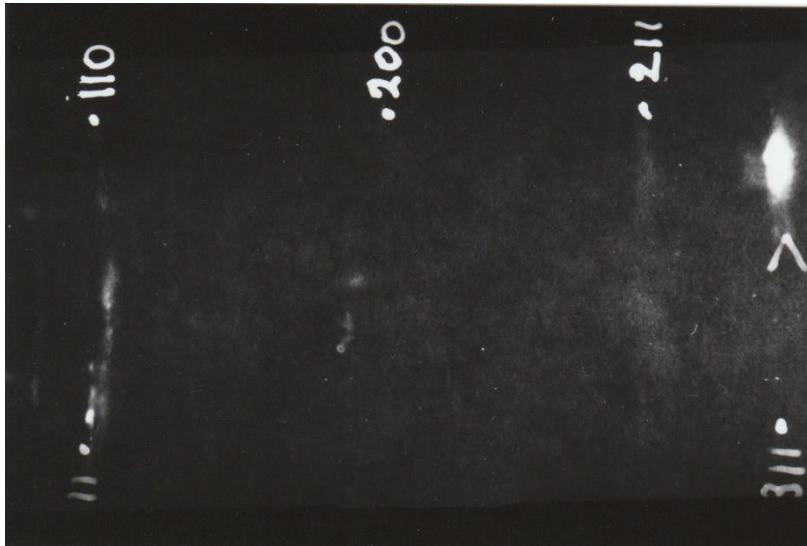




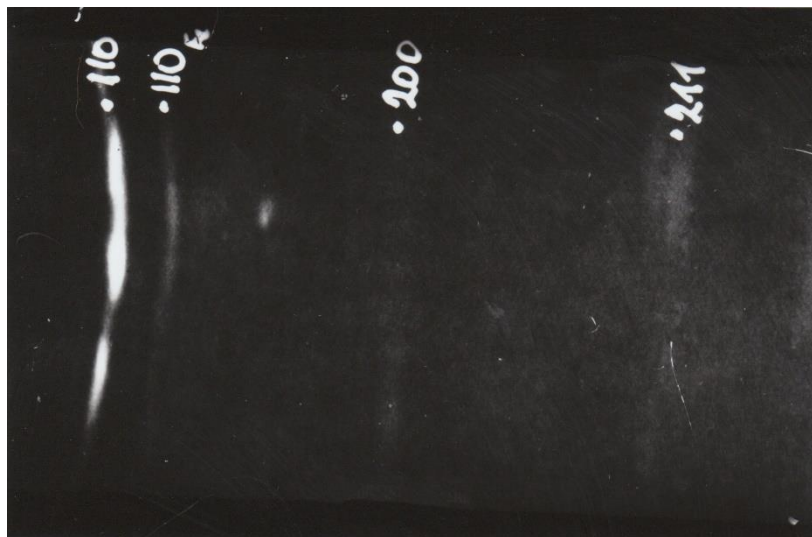
Obr. 8.10: Detail pův. austenitického zrna litiny A3, 500x, Vogel



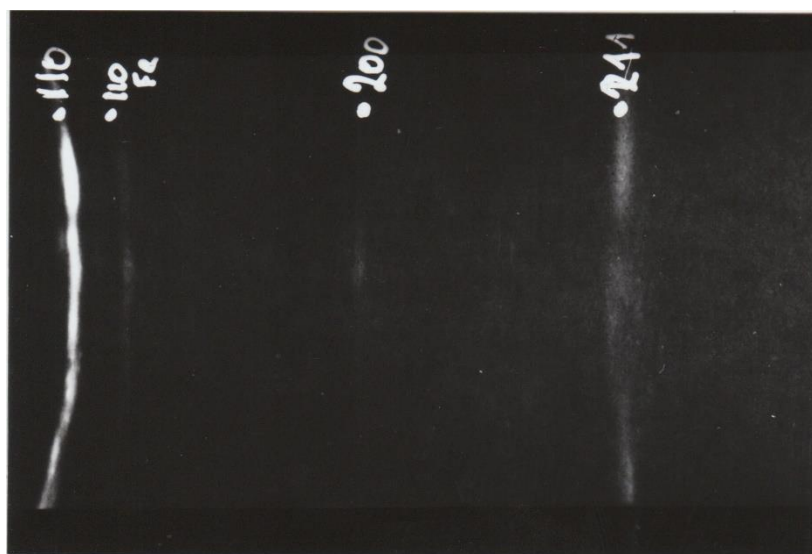
Obr. 8.11: Detail pův. austenitického zrna litiny B3, 500x, Vogel



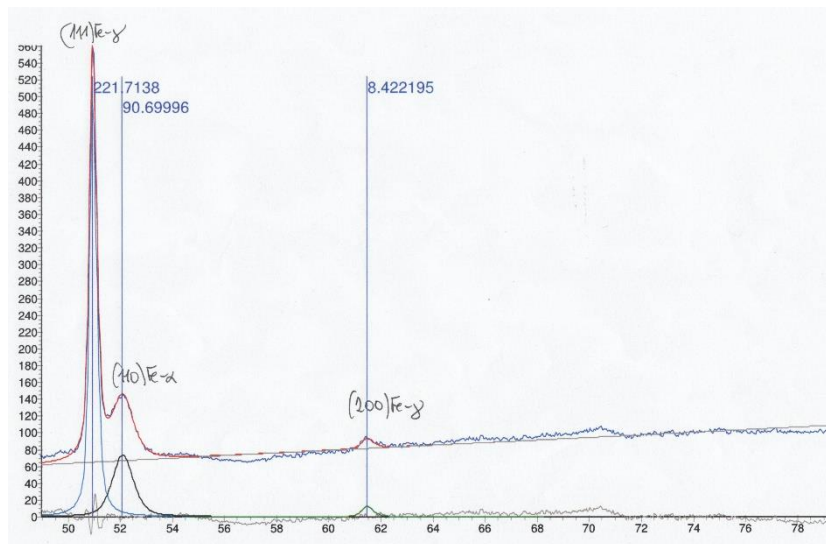
*Obr. 8.12: Difraktogram litiny A1 pořízený na film*



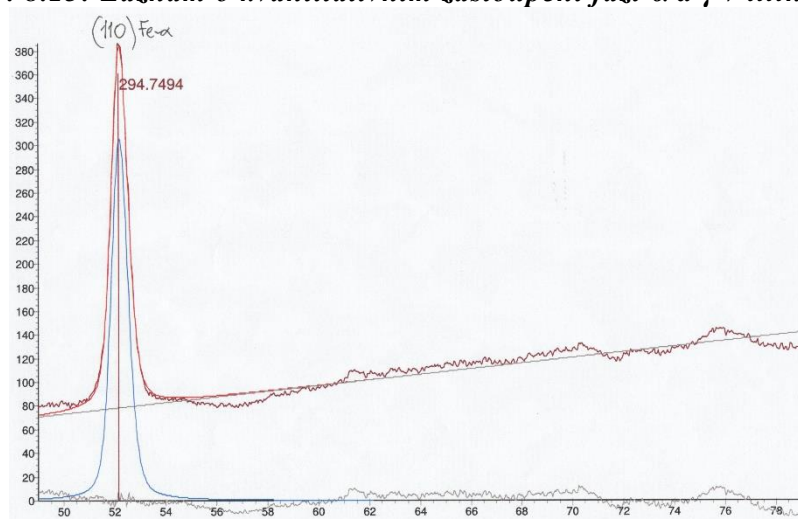
*Obr. 8.13: Difraktogram litiny A2 pořízený na film*



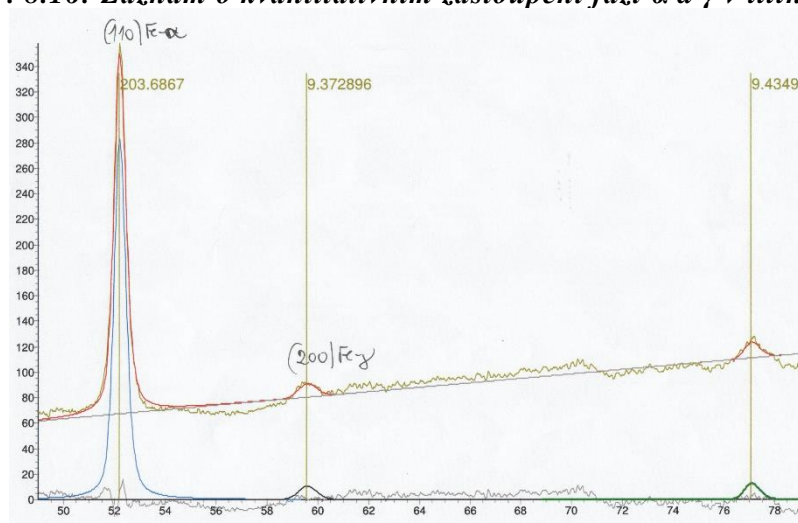
*Obr. 8.14: Difraktogram litiny A3 pořízený na film*



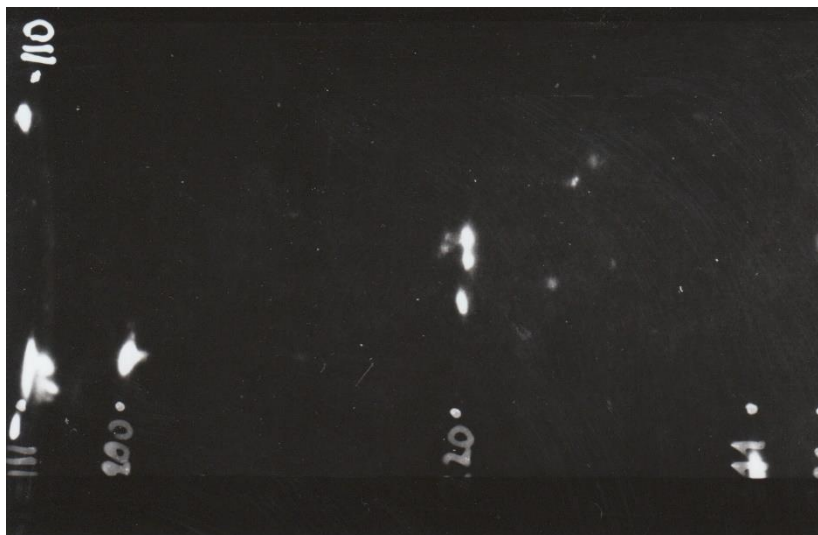
Obr. 8.15: Záznam o kvantitativním zastoupení fází  $\alpha$  a  $\gamma$  v litině A1



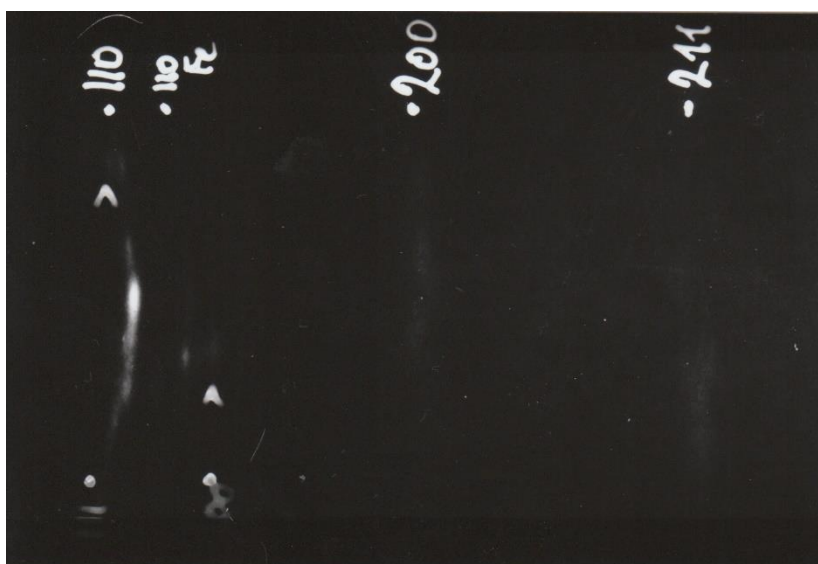
Obr. 8.16: Záznam o kvantitativním zastoupení fází  $\alpha$  a  $\gamma$  v litině A2



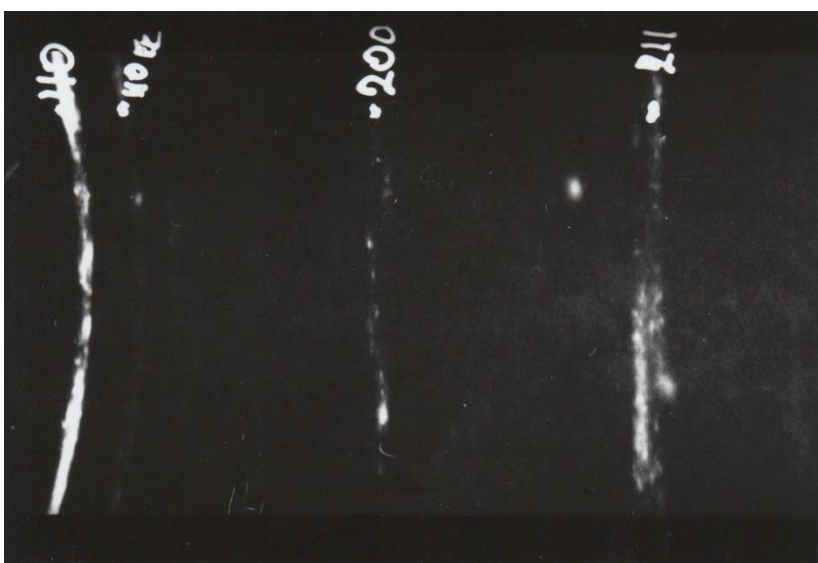
Obr. 8.17: Záznam o kvantitativním zastoupení fází  $\alpha$  a  $\gamma$  v litině A3



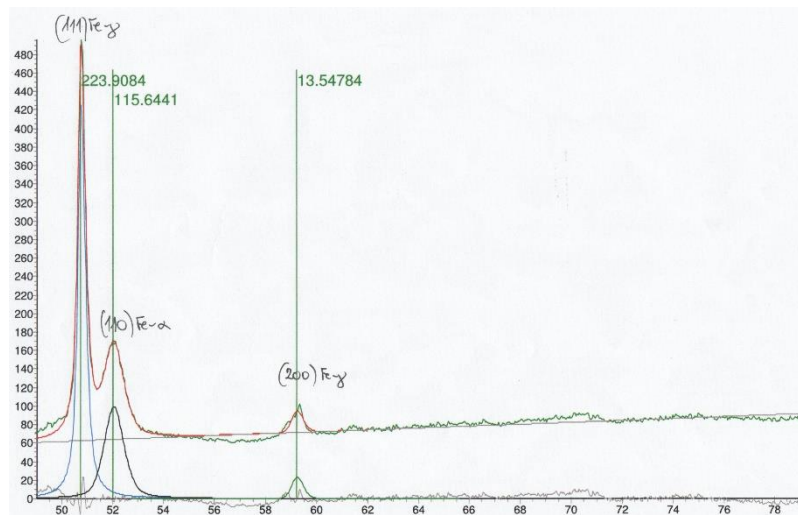
*Obr. 8.18: Difraktogram litiny B1 pořizený na film*



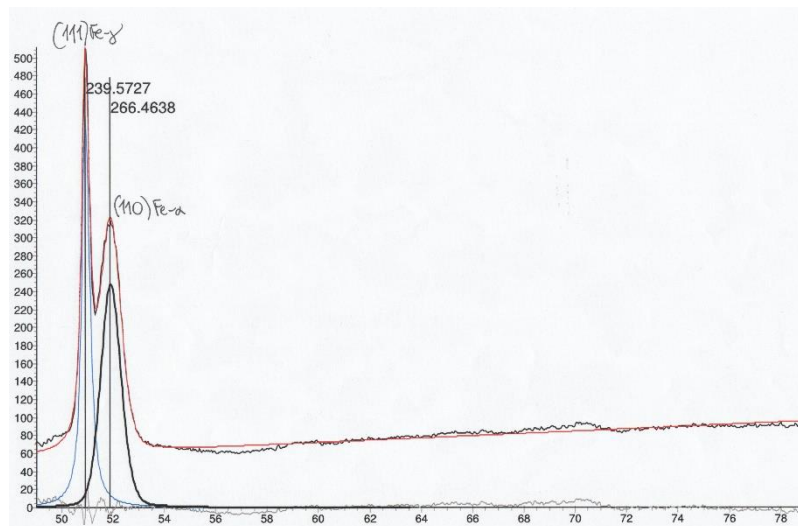
*Obr. 8.19: Difraktogram litiny B2 pořizený na film*



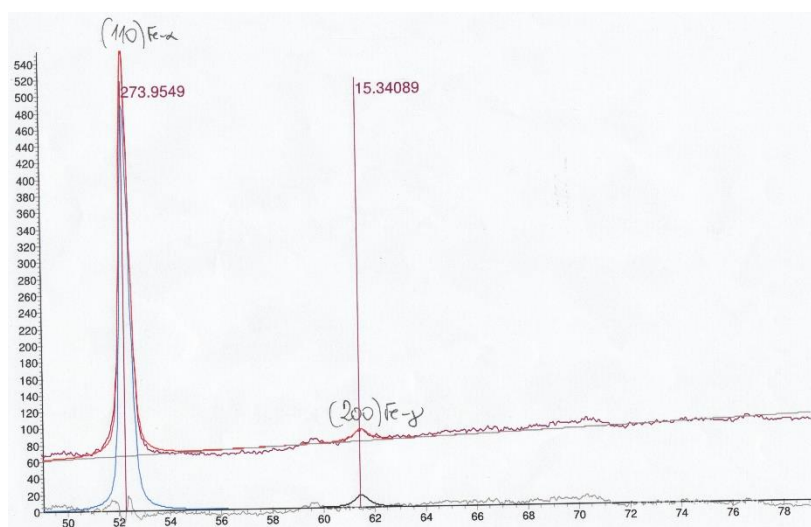
*Obr. 8.20: Difraktogram litiny B3 pořizený na film*



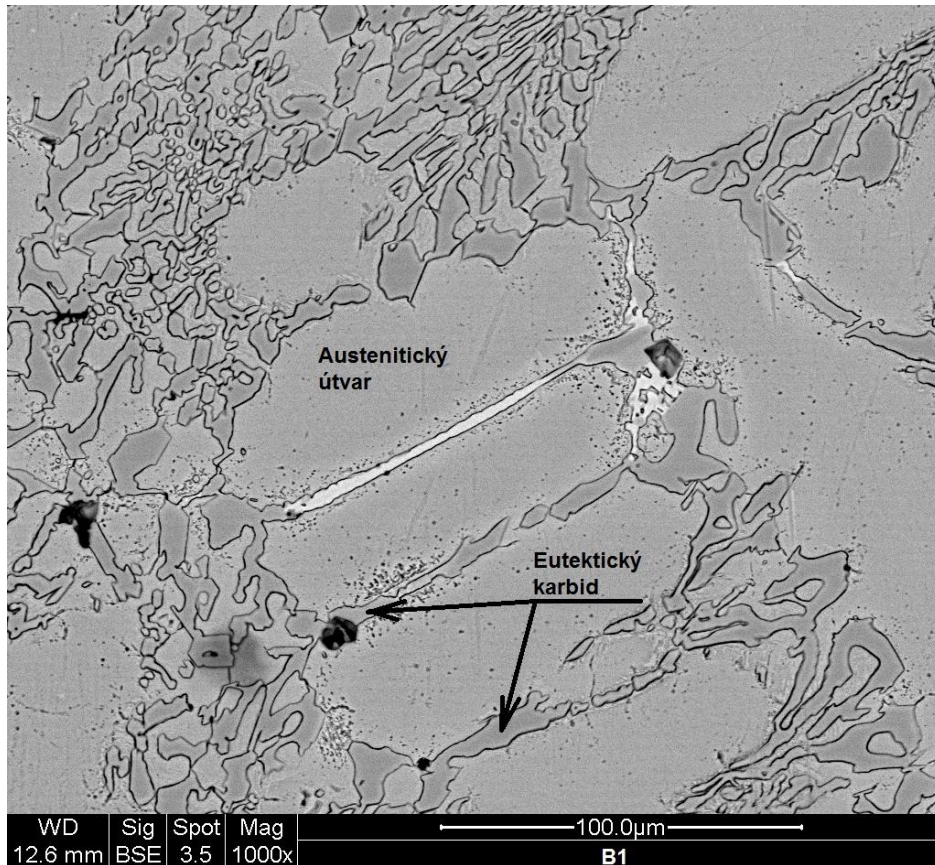
**Obr. 8.21: Záznam o kvantitativním zastoupení fází α a γ v litině B1**



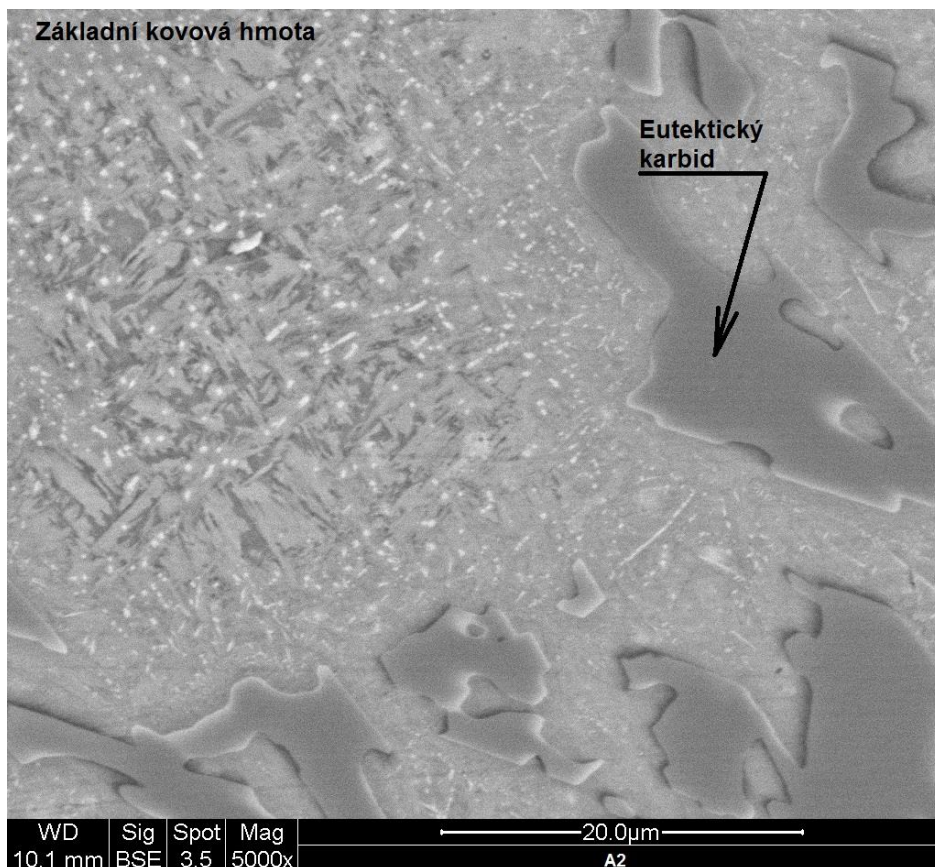
**Obr. 8.22: Záznam o kvantitativním zastoupení fází α a γ v litině B2**



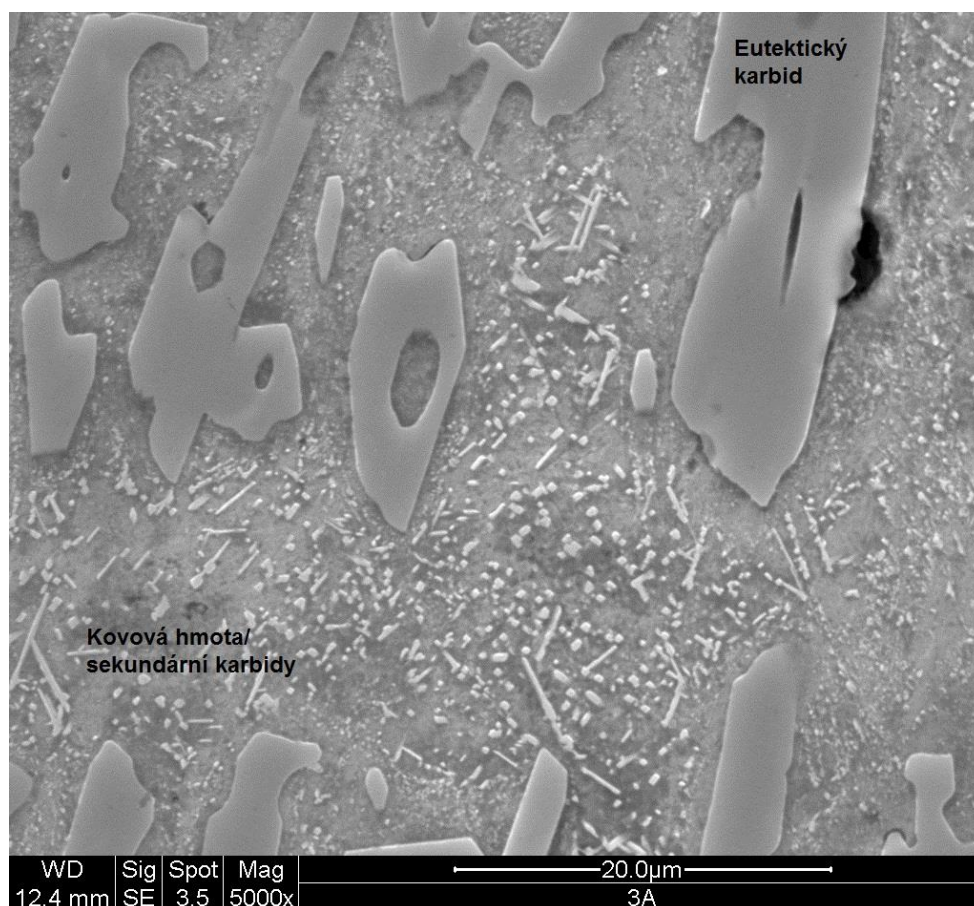
**Obr. 8.23: Záznam o kvantitativním zastoupení fází α a γ v litině B3**



Obr. 8.24: Struktura litiny B1; režim BSE, 5000x



Obr. 8.25: Struktura litiny A2; režim BSE, 5000x



*Obr. 8.26: Struktura litiny A3; režim SE, 5000x*