

**ČESKÉ VYSOKÉ  
UČENÍ TECHNICKÉ  
V PRAZE**

**FAKULTA  
STROJNÍ**



**DIPLOMOVÁ  
PRÁCE**

**2020**

**VERONIKA  
MAZÁČOVÁ**

**ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE**  
**FAKULTA STROJNÍ**  
**ÚSTAV MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ**



**DIPLOMOVÁ PRÁCE**

**INDUKČNÍ A LASEROVÉ POVRCHOVÉ KALENÍ IZOTERMICKY  
ZPRACOVANÝCH LITIN**

**INDUCTION AND LASER SURFACE HARDENING ISOTHERMALLY  
TREATED CAST IRONS**

AUTOR: BC. VERONIKA MAZÁČOVÁ

STUDIJNÍ PROGRAM: VÝROBNÍ A MATERIÁLOVÉ INŽENÝRSTVÍ

VEDOUČÍ PRÁCE: ING. JAKUB HORNÍK, PH.D.

**PRAHA 2020**

## I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Mazáčová** Jméno: **Veronika** Osobní číslo: **409158**  
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**  
Zadávající katedra/ústav: **Ústav materiálového inženýrství**  
Studijní program: **Strojní inženýrství**  
Studijní obor: **Výrobní a materiálové inženýrství**

## II. ÚDAJE K DIPLOMOVÉ PRÁCI

Název diplomové práce:

**Indukční a laserové povrchové kalení izotermicky zpracovaných litin**

Název diplomové práce anglicky:

**Induction and laser surface hardening isothermally treated cast irons**

Pokyny pro vypracování:

Literární rešerše v oblasti povrchového kalení se zaměřením na indukční a laserové metody v oblasti litin. Metalografické hodnocení vlivu povrchového kalení na mikrostrukturu vybraných druhů litin. Porovnání průběhů tvrdosti v povrchových vrstvách v závislosti na použité technologii povrchového kalení. Vyhodnocení a diskuse výsledků, porovnání s dalšími druhy litin. Závěry. Rozsah zprávy 40-60 stran, přílohy dle potřeby.

Seznam doporučené literatury:

- [1] Mores A., Horník J., Odehnal J., Skrbek B., Němec M., Krčil J.: Povrchové laserové kalení feritické litiny s kuličkovým grafitem se zvýšeným obsahem Si, 55. Slévárenské dny 2018, Sborník sekce Metalurgie litin.
- [2] Björkegren L. E., Hamberg K.: Silicon Alloyed Ductile Iron with Excellent Ductility and Machinability. In Proc. 2003 Keith Millis Symposium on Ductile Cast Iron, Hilton Head, SC, oct. 2003.
- [3] Stolař P., Materiálové základy rychlých ohřevů. Sborník: Rychlé ohřevy v TZ, indukční kalení, elektronový paprsek, 25. 4. 2019, Praha.

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) diplomové práce:


**Ing. Jakub Horník, Ph.D., ústav materiálového inženýrství FS**

Jméno a pracoviště druhé(ho) vedoucí(ho) nebo konzultanta(ky) diplomové práce:

Datum zadání diplomové práce: **30.04.2020**

Termín odevzdání diplomové práce: **31.07.2020**

Platnost zadání diplomové práce: 20.9.2020

  
Ing. Jakub Horník, Ph.D.  
podpis vedoucí(ho) práce

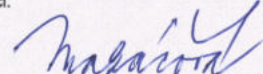
  
prof. RNDr. Petr Špatenka, CSc.  
podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry

  
prof. Ing. Michael Valášek, DrSc.  
podpis děkana(ky)

## III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Diplomantka bere na vědomí, že je povinna vypracovat diplomovou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací. Seznam použité literatury, jiných pramenů a jmen konzultantů je třeba uvést v diplomové práci.

3.6.2020  
Datum převzetí zadání

  
Podpis studentky

## **Prohlášení**

Prohlašuji, že jsem tuto práci vypracovala samostatně, a to výhradně s použitím pramenů a literatury v seznamu citovaných zdrojů.

V Praze dne: .....

.....

## Abstrakt

Tato diplomová práce se zabývá indukčním a laserovým povrchovým kalením izotermicky zpracovaných litin. Byly hodnoceny laserem kalené litiny typu ADI, indukčně kalené litiny typu SiMo a indukčně i laserově kalené litiny AGI. U jednotlivých druhů litin bylo provedeno metalografické hodnocení vlivu tepelného zpracování na změnu mikrostruktury, která byla dále analyzována pomocí elektronové mikroskopie a mikroanalýzy chemického složení. V povrchových vrstvách litin byly naměřeny průběhy mikrotvrdotí a pro jednotlivé druhy bylo provedeno porovnání v závislosti na použité technologii tepelného zpracování.

**Klíčová slova:** litina, tepelné zpracování, povrchové kalení, indukce, laser, mikrostruktura, tvrdost

## Abstract

This diploma thesis deals with induction and laser surface hardening of isothermally processed cast irons. Laser hardened cast irons of the ADI type, induction hardened cast irons of the SiMo type and induction and laser hardened cast irons of AGI were evaluated. Metallographic evaluation of the influence of heat treatment on the change of microstructure was performed for individual types of cast irons, which was further analyzed by means of electron microscopy and microanalysis of chemical composition. Microhardness curves were measured in the surface layers of cast irons and a comparison was made for individual types depending on the heat treatment technology used.

**Keywords:** cast iron, heat treatment, surface hardening, induction, laser, microstructure, hardness

## Bibliografická citace

MAZÁČOVÁ, Veronika. *Indukční a laserové povrchové kalení izotermicky zpracovaných litin*. Praha, 2020. Diplomová práce. ČVUT v Praze, Fakulta strojní, Ústav materiálového inženýrství. Vedoucí práce Jakub Horník.

## Poděkování

Ráda bych tímto poděkovala vedoucímu své diplomové práce, panu Ing. Jakubu Horníkovi, Ph.D., za jeho cenné rady, trpělivost a především čas, který mi v průběhu zpracování této práce věnoval.

Dále bych ráda poděkovala pánům Ing. Vladimíru Márovi a Ing. Janu Krčilovi za jejich ochotu a pomoc v průběhu řešení experimentální části této práce.



# Obsah

<b>1 Úvod</b>	<b>1</b>
1.1 Motivace . . . . .	1
1.2 Cíle práce . . . . .	1
<b>2 Teoretická část</b>	<b>2</b>
2.1 Litiny . . . . .	2
2.1.1 Vlastnosti litin . . . . .	9
2.1.2 Zlepšování vlastností . . . . .	9
2.2 Tepelné zpracování litin . . . . .	9
2.3 Současný stav tepelného zpracování litin . . . . .	10
2.3.1 Indukční kalení . . . . .	10
2.3.2 Kalení laserem . . . . .	12
<b>3 Metodická část</b>	<b>16</b>
3.1 Materiál vzorků pro experiment . . . . .	16
3.2 Příprava vzorků . . . . .	16
3.3 Vyhodnocení . . . . .	16
<b>4 Praktická část</b>	<b>17</b>
4.1 9K6 240/310/400 . . . . .	17
4.2 SiMo 35-5 versus SiMo 40-8 . . . . .	25
4.3 ADI 900-8 versus ADI 600-3 (Skrbek) . . . . .	32
4.4 AGI GJL 250 LK versus IK . . . . .	40
4.5 Hodnocení hloubek výsledných vrstev . . . . .	48
<b>5 Diskuze</b>	<b>50</b>

<b>6</b>	<b>Závěr</b>	<b>54</b>
6.1	Dosažení cílů práce . . . . .	54
6.2	Praktická doporučení . . . . .	55
6.3	Budoucí práce . . . . .	55

# 1 Úvod

(doplnit) Obecné pojednání o litinách, možná něco málo z historie (max 1 A4)

Litiny jako materiál zná lidstvo již od nepaměti (první zmínky o litinových odlitcích sahají do roku 1500 před naším letopočtem), jejich průmyslová výroba se datuje do 18. století, kdy byla vynalezena kuplovna, která umožnila jejich objemnější a snadnější výrobu. Svou přízeň ale neztratily ani dnes a stále se těší veliké oblibě díky svým unikátním a obtížně nahraditelným vlastnostem. Ve světové produkci slévárenských slitin drží litiny dlouhodobě prvenství se zastoupením více než 60% podílu světové produkce odlitků (zejména grafitické litiny). Na druhou stranu podíl ocelových odlitků vzhledem ke složité a ekonomicky náročné výrobě klesá a jsou nahrazovány jakostními litinami.

Litiny nacházejí uplatnění zejména v automobilovém průmyslu (bloky motorů, převodové skříně, klikové hřídele) či energetice (obalové soubory na vyhořelé palivo). Ve všech odvětvích lidské činnosti. Podíl produkce odlitků slévárenských slitin litiny první místo nejpoužívanější materiály (zejména grafitické). podíl ocelových odlitků klesá a jsou nahrazovány jakostními litinami bloky motorů, převodové skříně klikové hřídele, energetika obalové soubory na vyhořelé palivo. Litiny jsou materiály již dlouho známé, v některých aplikacích zatím nenahraditelné (jednoduchá a levná výroba, jedinečné vlastnosti), oblíbené zejména ve slévárenství.

## 1.1 Motivace

(doplnit)

## 1.2 Cíle práce

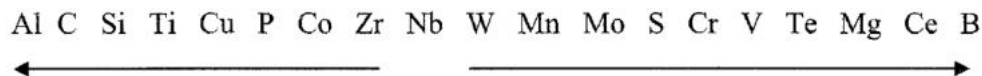
(doplnit)

## 2 Teoretická část

### 2.1 Litiny

Litiny jsou slitiny železa, uhlíku a dalších prvků, v nichž je uhlík vyloučen ve formě grafitu či karbidu železa  $Fe_3C$ , případně karbidu jiného prvku. Určujícím faktorem je obsah uhlíku, jehož množství je vyšší než 2,08 %, což je hodnota odpovídající maximální rozpustnosti uhlíku v austenitu. Tato hodnota se mírně mění s obsahem dalších prvků, kdy nejvýznamnější vliv má křemík. [1]

Právě křemík tvoří spolu se železem, uhlíkem, manganem, fosforem a sírou základní prvky chemického složení litin. Značný vliv na výsledné vlastnosti a mikrostrukturu mají prvky, které se využívají pro legování litin (jmenovitě měď, nikl, molybden, chrom, titan a další), ale také prvky nežádoucí (například olovo, antimon, bismut, bór či zirkonium), které se do materiálu dostávají během jeho zpracování z výchozích surovin a jejich obsah je nutno limitovat či zcela eliminovat. Problematiký může být i nadměrný obsah fosforu nebo síry, kdy vznikají sulfidy a fosfidická eutektika, která mohou být v některých případech (typech litin) neprospěšná. Přítomnost plynů, jako je vodík, dusík a kyslík, je způsobena interakcí taveniny s okolní atmosférou, ale také ze vsázky či formovací směsi. V menším množství podporují tyto plyny vznik krystalizačních zárodků a tím mohou iniciovat grafitizaci, větší množství ale může způsobit vznik vnitřních vad, nejčastěji vznik pórů či zákalky. Ve složení se také objevují prvky z očkujících a modifikačních přísad. [2]



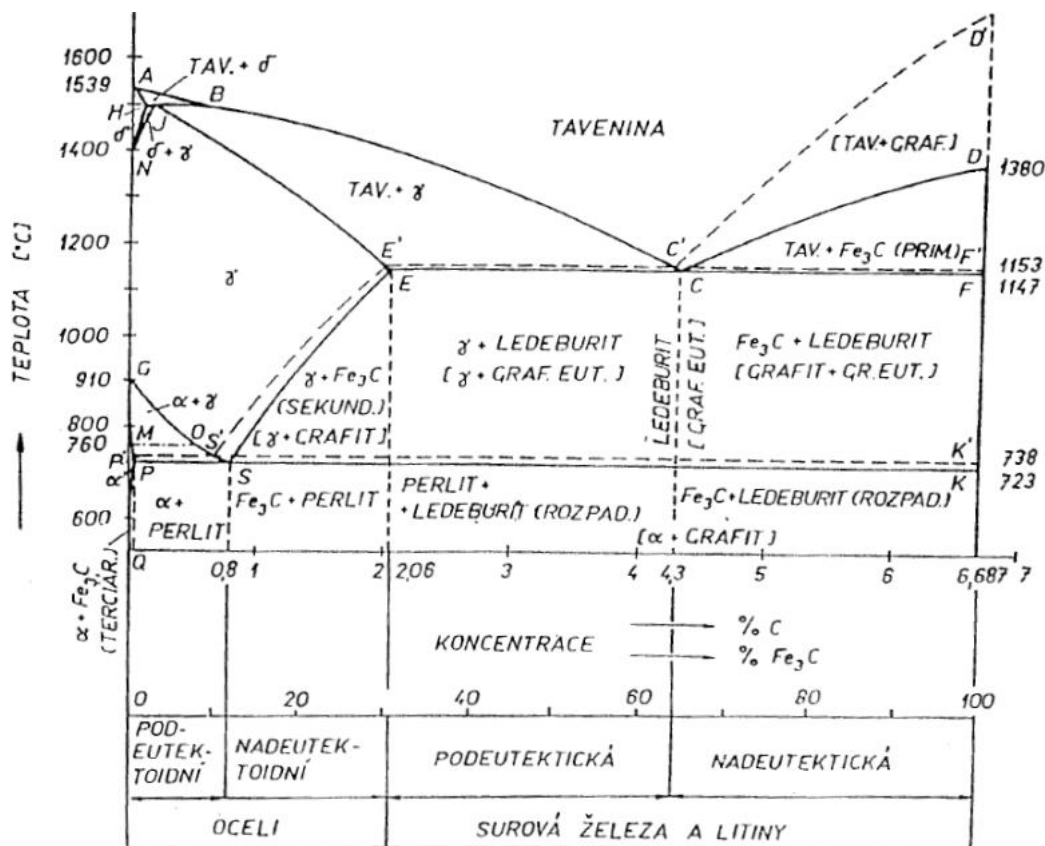
Obrázek 1: Vliv jednotlivých prvků na grafitizaci litin [3]

Obrázek 1 graficky znázorňuje vliv jednotlivých prvků na grafitizaci litin. Zatímco prvky v levé části osy grafitizaci podporují, ty v pravé části osy (prvky karbidotvorné) ji naopak potlačují. Jejich vliv je tím větší, čím více vpravo či vlevo se jednotlivé prvky na ose nacházejí. Obsah těchto prvků citelně ovlivňuje samotnou krystalizaci litiny a tím i její výslednou strukturu. Prvky ležící uprostřed jsou z hlediska grafitizace považovány za neutrální. [3]

Krystalizace litin se uskutečňuje podle stabilního či metastabilního binárního diagramu  $Fe - C$ , respektive  $Fe - Fe_3C$  (viz Obrázek 2), případně se v průběhu chladnutí uplatňují oba systémy (například při rozdílné rychlosti chladnutí v různých částech odlitku). Jelikož má křemík signifikantní vliv na tvar diagramu, je mnohdy využíváno ternárního diagramu  $Fe - C - Si$  či jeho řezů, tzv. pseudobinárních diagramů pro konkrétní obsah křemíku. [3]

Strukturně jsou litiny tvořeny primární fází a eutektikem. Tuhnutím dle stabilního diagramu vzniká grafitické eutektikum, tvořené austenitem a uhlíkem, který je pak vyloučen v některé z morfologických forem grafitu a takové litiny nazýváme grafitické. Tuhnutí dle metastabilního diagramu dává vzniknout ledeburitu, fázové směsi austenitu a cementitu (karbidu železa  $Fe_3C$ ). Jelikož není ve struktuře přítomen volný uhlík, nedochází ke vzniku grafitu a takové tuhnutí označujeme jako bílé (podle světlé barvy cementitu). Tímto způsobem krystalizující litiny nazýváme cementitické (též známé jako bílé či karbidické). Mezistupněm mezi litinami grafitickými a cementitickými je litina maková, obsahující jak grafitické, tak metastabilní eutektikum. Výsledkem je struktura, která na konci tuhnutí obsahuje kromě austenitu také směs grafitu a cementitu a zpravidla je považována za nežádoucí. [1]

Charakter krystalizace (tuhnutí stabilně či metastabilně) významně ovlivňuje nejenom chemické složení litiny, ale i další faktory, jako je rychlost ochlazování či stav taveniny. Obecně platí, že tuhnutí dle stabilního diagramu  $Fe - C$  podporuje přítom-



Obrázek 2: Rovnovážný binární diagram stabilní soustavy  $Fe - C$  (přerušovaná) a metastabilní soustavy  $Fe - Fe_3C$  (plná) [1]

nost grafitizačních prvků, zvláště pak uhlíku a křemíku (jejich vliv u nelegovaných litin běžných jakostí graficky znázorňují Maurerův či Laplancheův diagram) a pomalejší ochlazování (dáno konstrukcí odlitku (tloušťkou stěny), licí teplotou nebo fyzikálními vlastnostmi formy a samotného kovu). Na průběh krystalizace má vliv také množství krystalizačních zárodků, které je možné uzpůsobit mimopecním zpracováním (očkováním) taveniny. [3]

Významnou roli při krystalizaci litin a tím i působení na finální strukturu má samotný průběh krystalizace, který je dán eutektickým složením, respektive polohou eutektického bodu. Ta se s přítomností dalších prvků v litině mění. Jejich působení

na polohu eutektického bodu vyjadřuje tzv. uhlíkový ekvivalent  $CE$ , který zjednodušeně převádí obsah dalších prvků na obsah tzv. ekvivalentního uhlíku. Výsledná hodnota pak udává, zda se jedná o litinu eutektickou ( $CE = 4,23$ ), podeutektickou ( $CE < 4,23$ ) či nadeutektickou ( $CE > 4,23$ ).

$$CE = \%C + 0,3(\%Si + \%P)$$

Podobně lze litiny hodnotit podle tzv. stupně eutektičnosti  $Sc$ , který udává poměr celkového obsahu uhlíku k eutektickému složení.

$$Sc = \frac{\%C}{4,23 - 0,3(\%Si + \%P)}$$

Na základě tohoto kritéria platí, že pro litinu eutektickou je  $Sc = 1$ , menší, respektive větší hodnota stupně eutektičnosti pro litinu podeutektickou, respektive nadeutektickou. [2, 3]

Průběh krystalizace je tedy s ohledem na eutektické složení následující. Zatímco v případě podeutektoidní litiny se z taveniny nejdříve vylučuje austenit v podobě dendritů, u nadeutektoidní litiny dochází v případě tuhnutí dle stabilního diagramu nejprve k vyloučení primárního grafitu. Pokud nastává tuhnutí metastabilní, je předně vyloučen primární cementit. Se snižující se teplotou se složení taveniny blíží eutektickému bodu a tuhnutí končí dosažením eutektické teploty, kdy je vyloučeno eutektikum stabilní či metastabilní soustavy, a sice grafitické eutektikum (směs austenitu a grafitu) nebo ledeburit (tvořen směsí austenitu a cementitu). Právě tvorbou eutektika se krystalizace litin svým průběhem liší od krystalizace ocelí. U ocelí dochází k tuhnutí bez prodlevy mezi křivkami likvidu a solidu, zatímco při tvorbě eutektika nastává časová prodleva za konstantní teploty, kdy dochází k postupnému tuhnutí taveniny. Až po ukončení tuhnutí začne teplota opět klesat a nastává chladnutí. S dalším poklesem teploty dochází k eutektoidní přeměně a postupné transformaci austenitu ve struktuře. [3, 4]

Z technologického hlediska je u grafitických litin nejvýhodnější právě eutektické složení, které zaručuje úzký interval tuhnutí a s tím spojené dobré slévárenské vlastnosti litiny, jako například zabíhavost. U nadeutektických litin se setkáváme s tvorbou tzv. grafitové pěny, která je způsobena krystalizací primárního grafitu v tavenině. Jelikož je hustota grafitu menší než hustota taveniny, vyplouvá na povrch. Na druhou stranu u podeutektických litin krystalizuje grafit na dendritech již vyloučeného austenitu, což má za následek mezidendritické rozložení grafitu ve struktuře. V obou případech dochází ke snížení mechanických vlastností výsledného odlitku. [2, 3]

Finální struktura matrice (základní kovové hmoty) litiny je závislá na průběhu, respektive způsobu transformace austenitu při eutektoidní přeměně. Výsledná struktura může být v závislosti na druhu litiny, jejím chemickém složení a rychlosti ochlazování buď zcela tvořena grafitovým eutektoidem, zcela perlitická, nebo se může jednat o jejich kombinaci (směs grafitového eutektoidu s perlitem). Grafitový eutektoid je směs feritu s grafitem, kde obsahu uhlíku činí 0,69 %. Díky tomu je možné považovat grafitový eutektoid za téměř čistý ferit. Požadovaného výsledku lze docílit tzv. řízenou transformací austenitu a to především volbou vhodných přísadových prvků (legur), kterými je možné množství feritu a perlitu regulovat. Podstatnou roli hraje také rychlost ochlazování. Při ochlazování dostatečně dlouhém, respektive pomalém, bude výsledná struktura feritická. Se zvyšující se rychlostí ochlazování roste množství perlitu ve struktuře. Další strukturálních složek matrice, jako je například martenzit, bainit či ausferit, lze docílit vhodným tepelným zpracováním. V kombinaci s legováním je možné dosáhnout nejenom zvýšení mechanických vlastností, ale také dalších možností strukturních uspořádání, jako je například austenit. [2]

Výchozím kritériem pro stanovení druhu litiny je tvar vyloučeného grafitu, kdy na základě normy ČSN EN ISO 945-1 rozlišujeme šest základních tvarů grafitu (viz Obrázek 3), a sice I. lupínkový, II. pavoučkovitý, III. červíkovitý, IV. vločkový,



V. nedokonale zrnitý a VI. pravidelně zrnitý. Zatímco lupínkový grafit se vylučuje při krystalizaci dle stabilního diagramu bez nutnosti vnějšího zásahu, pro krystalizaci grafitu kuličkového (pravidelně zrnitého) je třeba mimopecního zpracování taveniny, tzv. modifikace. Mezi lupínkovým a kuličkovým grafitem pak existuje celá řada přechodových tvarů, jako je grafit červíkovitý, hvězdicovitý, chunky grafit a podobně. Zvláštním případem je grafit vločkový, který nevzniká primární krystalizací, ale je výsledkem tepelného zpracování cementitických litin tzv. temperováním. Důležitou roli hraje také rozložení grafitu, které je dle normy děleno na A. rovnoměrné, B. růžovitě, C. smíšené, D. mezidendritické neusměrněné a E. mezidendritické usměrněné (viz Obrázek 3). [1, 3]



Obrázek 3: Tvar (I. – VI.) a rozložení (A – E) grafitu dle ČSN EN ISO 945 – 1 [2]

Mimopecním zpracováním, kdy zasahujeme do stavu taveniny těsně před či v průběhu odlévání, významně ovlivňujeme průběh krystalizace grafitu. V technické praxi se v současnosti využívá dvou základních postupů, a sice grafitizačního očkování a modifikace taveniny. Cílem očkování je vytvoření dostatečného počtu grafitizačních zárodků, díky čemuž získáváme větší množství eutektických buněk a zároveň tím dochází ke zjemnění grafitu. Současně zabraňujeme vyloučení nežádoucího karbidu železa a tím snižujeme sklon k zákalce v kritických průřezích odlitku. K očkování nejčastěji využíváme látky na bázi železa a křemíku, tzv. ferosilicium. Modifikace taveniny má význam u litiny s kuličkovým grafitem, kde užitím modifikátoru (nejčastěji se využívá hořčíku, často v kombinaci s vápníkem, niklem, hliníkem či cérem) měníme povrchové napětí mezi nukleačním zárodkem a taveninou, a tím kontrolujeme tvar vylučovaného grafitu. A právě tvar, velikost, množství a rozložení vyloučeného grafitu určuje spolu s charakterem základní kovové hmoty výsledné vlastnosti litiny. [1, 2, 3]

### 2.1.1 Vlastnosti litin

použít doporučenou literaturu ze zadání

(doplnit) jaké jsou vlastnosti litin (např. v porovnání s ostatními materiály), jejich výhody a nevýhody, využití právě tvar, velikost a množství vyloučeného grafitu ovlivňuje výsledné vlastnosti litiny

Bílé litiny jsou velmi křehké, prakticky neobrobitelné či jinak nezpracovatelné, je nutné tepelné zpracování, tzv. temperování. Díky tepelnému zpracování se změní volný uhlík, uložený v cementitu na grafit, matrice je potom feritická (s bílým lomem) nebo perlitická (s černým lomem).

Litiny s feritickou matricí považujeme za nekalitelné, jelikož ferit, tuhý roztok uhlíku v železe alfa je svým chemickým složením prakticky čisté železo, na uhlík chudý, tepelným zpracováním není možné dosáhnout takového pnutí v mřížce (MTZ nemá po rychlém ochlazení tetragonální mřížku), které by mělo signifikantní účinek na zpevnění materiálu.

### 2.1.2 Zlepšování vlastností

(doplnit) Obecný přehled možností, jak zlepšit vlastnosti (očkování, cílená modifikace grafitu, legování, TZ)

## 2.2 Tepelné zpracování litin

(Páteř) Rozpísat podrobně, proč TZ a co od toho očekáváme, vypsát a popsat jednotlivé TZ pro litiny (včetně termogramů) (a) povrchové kalení (b) indukční kalení (c) kalení laserem

## 2.3 Současný stav tepelného zpracování litin

(Páteř) Literární rešerše z článků, takže jmenovitě co kdo dělal a jaké jsou výsledky, vzít to průřezově v průběhu let a vyselektovat nejzajímavější věci až po současnost, cíleno na povrchové kalení.

### 2.3.1 Indukční kalení

V případě indukčního kalení LKG závisí dosažená tvrdost na teplotě ochlazovacího média, kdy se zvyšující se teplotou klesá rozdíl mezi minimální a maximální hodnotou tvrdosti. Se zvyšující se rychlostí ohřevu narůstá heterogenita kalené vrstvy (Sviridenko, 1967 [5]).

Po indukčním kalení dochází u LLG s perlitickou maticí (SCh 21-40) k deformacím. Autor (Adoyan et al., 1970 [6]) zkoumal vliv dodatečného podchlazení pro zamezení změn rozměrů. Podchlazením ale dochází k růstu deformací, které jsou tím vyšší, čím je nižší teplota. Tento jev je autorem vysvětlen tak, že vlivem nízkých teplot se zbytkový austenit v zakalené mikrostruktúře se transformuje na martenzit, což je složka, která má největší objem. Při následné výdrži na teplotě okolí se mění tetragonální mřížka na kubickou (temperovaný martenzit), což je doprovázeno redukcí délkového rozměru součásti. Pro stabilizaci rozměrů tedy není možné tento proces u litin využít.

Parametry tepelného zpracování pro indukční kalení musí být voleny na základě množství feritu a grafitu v mikrostruktúře (Petrichenko et al., 1974 [7]). Úspěšně provedené tepelné zpracování indukcí závisí především na opakovatelnosti výsledků, které jsou ovlivněny převážně obsahem uhlíku a typem matrice (Rudnev, 2018 [8]).

Kolektiv autorů Mayurnikov et. al., 1981 [9] se věnoval zpevnění izotermicky zpracované vysokopevnostní litiny obsahující bainit a troostite-ferit pomocí indukčního kalení s vysokofrekvenčním ohřevem (HFC). Vysoké rychlosti ohřevů vedou k

nedostatečné homogenizaci austenitu a vzniká nehomogenní martenzit, který se vyskytuje pouze v lokálních oblastech a hraje roli spíše jako strukturní nehomogenita. Tento jev je možné pozorovat v případě bainitické mikrostruktury. Obdobný jev je pozorovatelný i u troostite-feritické mikrostruktury. Povrchová tvrdost s narůstající rychlostí klesá bez ohledu na martenzitické oblasti, nízká tvrdost pak odpovídá původní struktuře (troostite-ferit). Vlivem nedostatečné difúze uhlíku je tedy nutné použít nižší rychlosti ohřevu. Samotná teplota má ale vliv na vznik vnitřního pnutí. S narůstající teplotou klesá u bainitické matrice tlaková složka v martenzitické fázi, ale tahová složka napětí narůstá v přechodové oblasti. V případě troostite-feritu je to naopak, jelikož se zvyšuje obsah uhlíku v austenitu a tím je i vyšší podíl martenzitu a tím je i vyšší podíl zbytkové tlakové složky. Nižší tahová složka je důsledkem kombinace složek ferit-martenzit v přechodové oblasti. Původní bainitická matrice je tedy více náchylná na vznik prasklin v průběhu indukčního povrchového kalení.

Zpevnění povrchové vrstvy LLG vysokofrekvenční indukcí se zabýval Kiriya et al., 1982 [10]. Vrstva po TZ dosáhla tloušťky 1,4 mm, ve které vznikají tři oblasti. Oblast dokonalé fúze má 0,8 mm, následovaná přechodovou oblastí (0,2 – 0,3 mm) a tepelně ovlivněnou oblastí (0,3 mm). Takto zpracovaná litina se tedy odlišuje od litiny zpracované pomocí laseru. Oproti laseru je ovlivněný povrch litiny více hladký a bez výrazných vad. Oblast fúze obsahuje vlivem rychlého ochlazení ledeburitickou mikrostrukturu. Eutektické kolonie ledeburitu jsou orientovány ve směru chladnutí. Přechodová oblast se skládá z jemných dendridů austenitu vzniklého v průběhu krystalizace a zhrubých oblastí nenataveného původního austenitu. Po krystalizaci se austenit transformuje na martenzit a bainit vlivem vysoké ochlazovací rychlosti. V tepelně ovlivněné oblasti se původní perlitická matrice mění na bainitickou, která si ponechává jemnou lamelární strukturu typickou pro perlit. Povrchová mikrotvrdost indukčně zpracované litiny je stejná, jako po zpracování laserem. V případě indukčního kalení se v povrchové vrstvě objevují praskliny podél hranic ledeburitických

kolonií.

Indukčním zpracováním LLG litin (FG260) a LKG (600/3) se věnoval Balachandran et al., 2010 [11]. Studoval vliv parametrů na hloubku ovlivněné vrstvy. Hloubka vrstvy je v případě LKG dvojnásobná oproti LLG. Autor to vysvětluje nárůstem elektrického odporu s teplotou, což může mít za následek ovlivnění výsledné hloubky. V obou případech na povrchu vzniká martenzit o tvrdosti 600 – 800 HV1. LLG má na povrchu viditelnou dendritickou strukturu a v matici je patrný zbytkový austenit společně s jemnými karbidy, které vznikají na okraji eutektických hranic a jsou spojeny se segregací legujících prvků. Jádro zůstává perlitické. U LKG se nachází v povrchové vrstvě martenzit se zbytkovým austenitem. Dále dochází v indukci ovlivněné vrstvě k poklesu velikosti kuliček a jejich kruhovitosti (o 20 %) a mění se i jejich tvar. Na teplotě autenzitace se uhlík v ovlivněné vrstvě rozpouští a grafit tak ztrácí svoji velikost a tvar.

Leal et al., 2017 [12] uvádí, že v případě LLG má malý podíl legujících prvků v matici (chrom, nikl, molybden a mangan) pozitivní vliv na indukční kalení. Pomocí FEM (MKP) simulace byly vyhodnoceny podmínky pro dosažení kritických transformačních teplot. Výsledky simulace se shodují s experimentálně získanými výsledky. Původní matrice se skládá z jemného perlitu, steatitu (ternární eutektický cementit, fosfid a ferit) a lupínků grafitu s rovnoměrnou distribucí, což podporuje austenitizaci. Po indukčním ohřevu dochází k transformaci na jemný martenzit (54 HRC) s malým podílem zbytkového austenitu.

### **2.3.2 Kalení laserem**

Již v roce 1984 se výzkum Chen et al. [13] zabýval vlivem tepelného zpracování povrchu LKG a LLG laserem (4 kW, 25 rpm) na odolnost proti opotřebení. Původní matrice LKG je perliticko-feritická, kde se ferit nachází ve formě ostrůvků

okolo grafitu, zatímco u LLG je matrice čistě perlitická. Vlivem vysoké hustoty laserového svazku a dlouhých časů expozice vzniká v obou případech vrstva o tloušťce cca 1 mm s tvrdostí až 1245 HV. Mikrostruktura se skládá z rovnoběžných desek cementitu a austenitické fáze, která je nestabilní a později se přeměňuje na martenzit nebo perlit (označováno jako eutektikum deskového tvaru). Během zpracování LKG se většina kuliček grafitu rozpustila v tavenině s výjimkou rozhraní likvidu a solidu, kde byly teplota a čas nedostatečné pro kompletní rozpuštění. Na několika místech v povrchové vrstvě byly stále patrné klastry kuliček grafitu. Vlivem vysoké tvrdosti u LLG vznikají praskliny na povrchu, které znemožňují hodnocení litiny z hlediska otěruvzdornosti. Dále vznikají malé póry na rozhraní likvidu a solidu, které autor vysvětluje jako důsledek vzniku plynu, který byl absorbován grafitem v průběhu původního tuhnutí litiny. V obou případech dochází ke zlepšení otěruvzdornosti a v případě LKG je díky absenci grafitu otěruvzdornost vyšší. Zvýšenou tvrdost vlivem tepelného zpracování a její pozitivní vliv na odolnost proti opotřebení potvrzují i další autoři (Wang et al., 2020 [14] a Cui et al. 2019 [15]).

Kraposhin et al., 1989 [16] se věnoval vlivu změn parametrů tepelného zpracování laserem na podíl zbytkového austenitu v ovlivněné oblasti u LLG (VCh42-12). Zvýšením parametru  $P/d(dv)^{0,4}$  se mění množství zbytkového austenitu v závislosti na stupni rozpustnosti grafitu v roztaveném materiálu.

Vliv dopadu rozdílného pohybu laseru na bázi  $CO_2$  na strukturu LLG analyzoval Kraposhin et al., 1988 [17]. Zkoumán byl kontinuální lineární pohyb podél povrchu, ke kterému byl posléze přidán pohyb lineární oscilace s konstantní frekvencí ve směru kolmém k původnímu pohybu. Důsledkem toho je více uniformní teplotní pole, které není citlivé na neuniformní distribuci energie v průřezu stopy laserového svazku. Po tepelném zpracování vznikají dvě oblasti, a sice oblast kompletní fúze a tepelně ovlivněná oblast. Struktura ve zpevněné povrchové oblasti má dendritický charakter

o tvrdosti 900 – 1000 HV (ferit + austenit +  $Fe_3C$ ). Se snižující se rychlostí pohybu laseru se okraje dendritů více zakulacují, také se objevují zbytky nerozpuštěného grafitu. Ve spodní části zpevněné vrstvy se nachází martenzit. V tepelně ovlivněné oblasti je patrný pokles ve tloušťce grafitických lupínek v důsledků rozpuštění grafitu v austenitu. V okolí grafitu je možné pozorovat martenzitické oblasti (750 – 950 HV). Změna pohybu laseru nemá vliv na výslednou strukturu, ale mění se tloušťka jednotlivých oblastí.

Samsonov et al., 1989 [18] udává, že u LLG (SCH15) zpracované laserem o výkonu 0,8 kW vznikají dvě oblasti. Oblast fúze o tloušťce 0,3 – 0,4 mm má mikrostrukturu složenou z ledeburitu, zbytkového austenitu a martenzitu (59 – 60 HRC). Dendrity jemně dispergovaného ledeburitu jsou orientovány ve směru odvodu tepla. Oblast zpevnění o tloušťce 0,15 – 0,2 mm obsahuje jak jemný, tak hrubý grafit.

Laserem zpracovaná AGI litina vykazuje čtyři mikrostrukturní zóny. Zpevněná vrstva je plně ledeburitická a je obklopena dvěma tepelně ovlivněnými oblastmi. Horní vrstva obsahuje martenzit, zatímco spodní se skládá z temperovaného ausferitu. Jádru obsahuje acikulární ferit a uhlíkem nasycený austenit (Wang et al., 2020 [19]).

Čtyři oblasti o celkové tloušťce 4,3 mm jsou pozorovatelné i u laserem (500 W) zpracované LKG (GGG-60). Samotná horní zpevněná vrstva ale obsahuje dvě oblasti, kde na povrchu je mikrostruktura plně martenzitická, zatímco ve spodní části se jedná o kombinaci martenzitu a polorozpuštěného cementitu v blízkosti základního materiálu (Ghaini et al., 2020 [20]). V případě použití excimerového laseru (XeCl) o 400 mJ nedochází dle Marest et al., 1995 [25] k rozpuštění kuliček grafitu ale k jejich částečné sublimaci při interkaci s laserem. Výsledná zasažená oblast má zhruba 11  $\mu\text{m}$ , kde natavená 1  $\mu\text{m}$  vrstva se skládá z austenitu, martenzitu a karbidů. Množství austenitu se zvyšuje s hustotou energie laseru a počtu pulsů, kdy tak dochází ke



zvýšení množství uhlíku. Mikrostrukturní změny v tepelně ovlivněné oblasti (10  $\mu\text{m}$ ) vznikají bezdifúzně, a sice zpětnou transformací martenzitu, což vede k částečné austenitizaci po ochlazení.

Gadag et al., 1994 [22] využil počítačové simulace laserové modifikace povrchu LKG. Na základě procesních parametrů byl schopen predikovat teplotní historii a vznik jednotlivých oblastí. Experimentální hodnocení potvrdilo blízkou shodu se simulací.

Deodre et al., 2017 [23] tepelně zpracoval ADI litinu pomocí 400 W laseru (elektronový). Vznikají dvě oblasti o celkové tloušťce 2 mm. Natavená 0,5 mm oblast obsahuje hrubý martenzit (800 – 1000 HV), malé množství zbytkového austenitu a cementit ( $Fe_3C$ ). V částečně natavené oblasti (1,5 mm) dochází ke zmenšení grafických kuliček vlivem jejich částečného rozpuštění. V její dolní části je možné pozorovat temperovaný martenzit, jehož podíl směrem do jádra klesá a postupně se objevuje se acikulární ferit. Dále bylo zjištěno, že změna skenovací rychlosti má za následek poklesu tvrdostí na povrchu vlivem vzniku oduhličené vrstvy. Soriano et al., 2011 [24] využil v případě zpracování ADI litin Nd:YAG laser. Vznikají tři oblasti, kdy v povrchové vrstvě (0,6 – 1 mm) opět vzniká martenzit (650 – 800 HV) společně se zbytkovým austenitem. V této vrstvě však nedochází k ovlivnění grafitu (velikosti či tvaru). Částečně ovlivněná vrstva obsahuje horní a dolní bainit a poslední přechodová vrstva se skládá z temperovaného martenzitu a bainitických desek o tvrdosti 400 HV. V povrchové vrstvě byly naměřeny tlakové složky zbytkového napětí, což je pozůstatek po martenzitické transformaci a doprovodné změny objemu. Tato složka se postupně mění v tahovou v přechodové oblasti mezi temperovaným martenzitem a bainitickými oblastmi. Výsledky dále ukazují, že zbytkové pnutí je vázáno na naměřené mikrotvrdosti a mikrostrukturní složky.

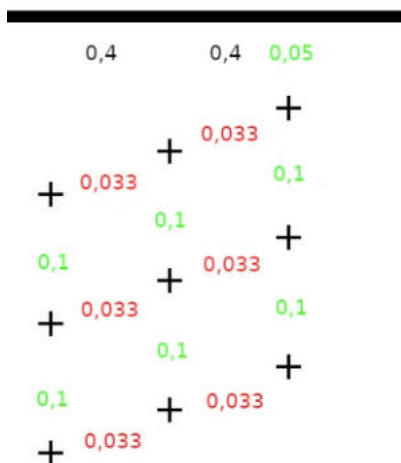
### 3 Metodická část

#### 3.1 Materiál vzorků pro experiment

#### 3.2 Příprava vzorků

#### 3.3 Vyhodnocení

**Tvrlosti** byly měřeny třemi liniemi s vtisky po 0,1 mm (viz Obrázek 4). První linie začíná 0,05 mm od povrchu (40 vtisků po 0,1 mm), druhá linie začíná 0,05 + 0,033 mm od povrchu (40 vtisků po 0,1mm) a třetí linie začíná 0,05 + 0,033 + 0,033 mm od povrchu (40 vtisků po 0,1 mm).



Obrázek 4: Grafické znázornění průběhu měření tvrdostí

Pro analýzy **SEM** + **EDS** byl použit řádkovací elektronový mikroskop JEOL JSM-7600F s energiově disperzní X-ray detektorem EDS (Oxford X-Max 50  $mm^2$ ). Snímky byly pořízeny pomocí detektoru sekundárních elektronů (LEI) a zpětně odražených elektronů (LBE) a kombinací obojího (ADD). Mikroanalýza chemického složení byla provedena za podmínek: urychlovací napětí 10 kV, pracovní vzdálenost (WD) 8 mm. Kalibrace EDS detektoru pomocí kalibračního standardu Co.

## 4 Praktická část

V praktické části diplomové práce jsou uvedeny výsledky pozorování a měření vzorků jednotlivých typů litin. Účelem je zhodnocení vlivu povrchového kalení na jejich mikrostrukturu a výsledné mechanické vlastnosti povrchu.

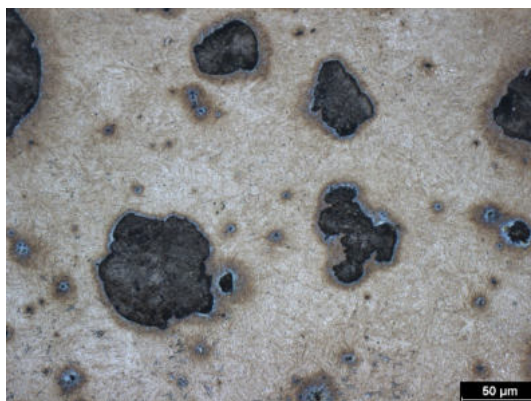
### 4.1 9K6 240/310/400

#### Zakalená povrchová vrstva (LK)

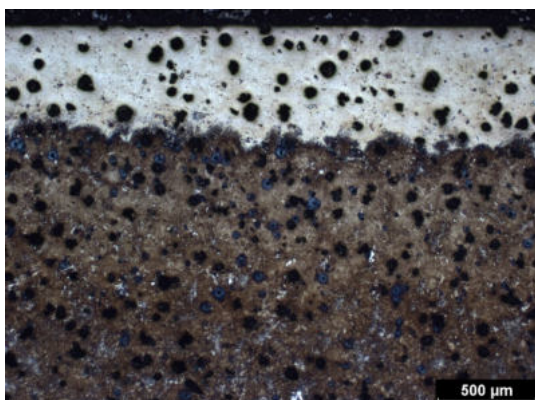
- 9K6 240 a 400 si jsou na povrchu podobné, tloušťka zakalené vrstvy je na první pohled  $\pm$  stejná a podobné jsou si i tvrdosti (lehce nad 1000 HV<sub>0,1</sub>), čemuž odpovídá martenzit
- Zakalený povrch se skládá z jemného martenzitu, přechodová vrstva má výrazné jehlice
- 9K6 240 má ale na povrchu vrstvu ostrůvků původní nezakalené asi feritické fáze? (na jednom fotu jsou vidět i hranice původních zrn), vrstvá má  $\pm$  20-30  $\mu\text{m}$ , zajímavé ale je, že se to neodráží na tvrdostech (možná byla tvrdost měřena mimo ostrůvky, tak možná proto)
- 9K6 310 je plně martenzitická na povrchu a s hrubšími jehlicemi, než má 9K6 240



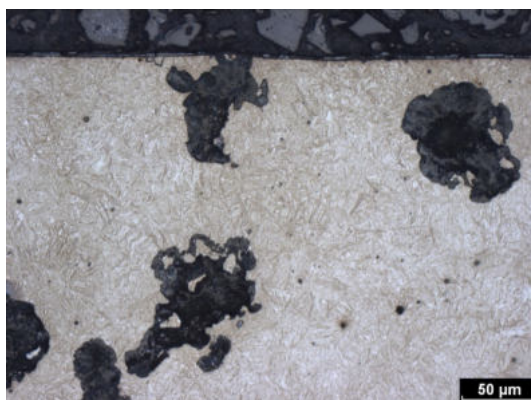
(a) 9K6 240 (zakaleno na povrchu)



(b) 9K6 240 (detail)



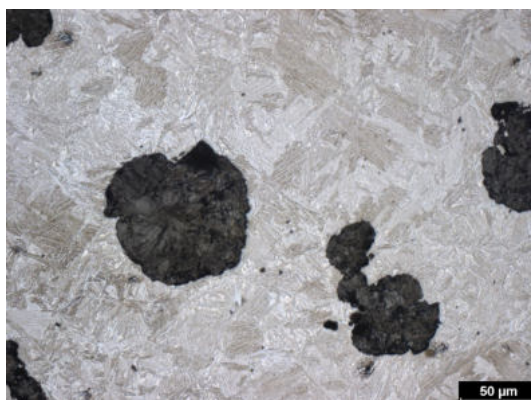
(c) 9K6 310 (zakaleno na povrchu)



(d) 9K6 310 (detail)

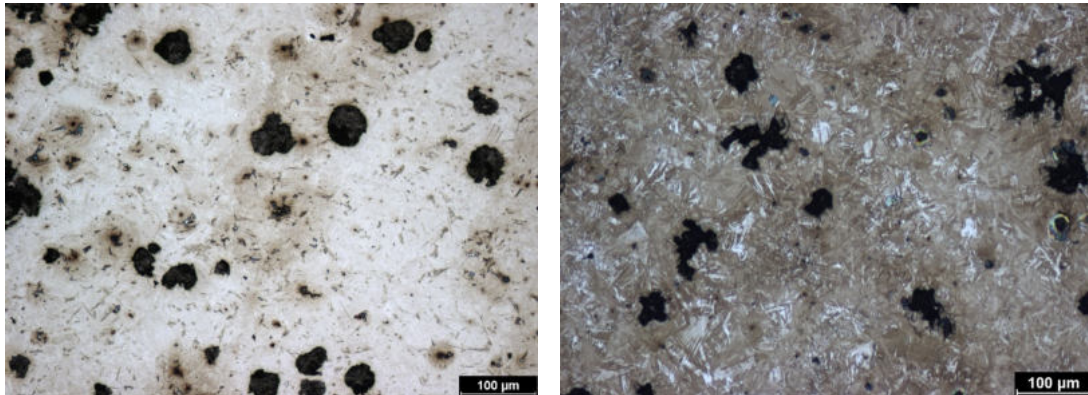


(e) 9K6 400 (zakaleno na povrchu)



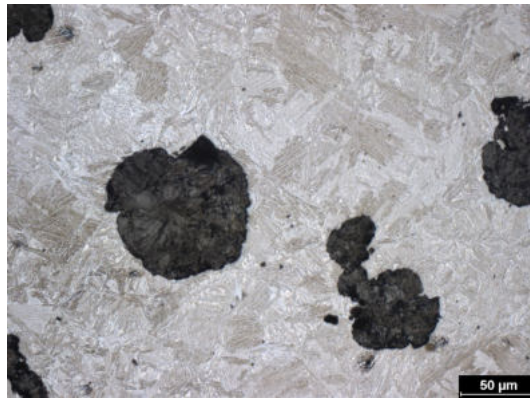
(f) 9K6 400 (detail)

Obrázek 5: Porovnání mikrostruktury v zakalené vrstvě na povrchu



(a) 9K6 240

(b) 9K6 310



(c) 9K6 400

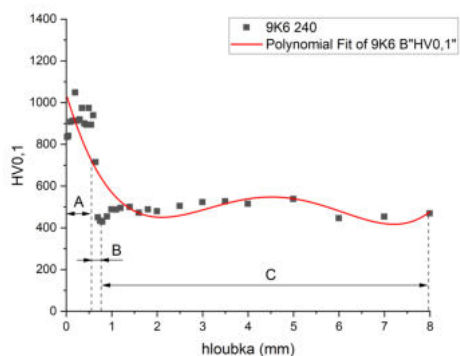
Obrázek 6: Porovnání mikrostruktury v jádře

### Jádro

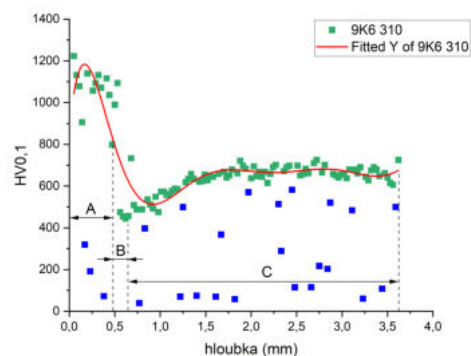
- 9K6 240 má nejjemnější mikrostrukturu matrice (jádro mezi 450-500 HV<sub>0,1</sub>), nedá se rozeznat, co tam pořádně je, je to málo naleptané, dle tvrdostí asi horní (ano) bainit?
- 9K6 310 matrice se skládá převážně z bainitické fáze a nízkého podílu acikulárního a proeutektoidního feritu společně s občasným výskytem zbytkového austenitu
- 9K6 400 dobře viditelná primární austenitická zrna, v zrnech jsou převážně

orientované rovnoosé jehlice horního bainitu (jádro  $\pm 400$  HV<sub>0,1</sub>)

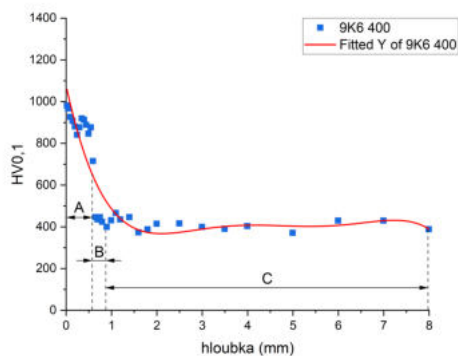
- 9K6 240 a 400 mají v jádře převážně kuličkový grafit s nízkým podílem nedokonale zrnitého, který místy přechází do vločkového
- 9K6 310 má grafit spíše převážně nedokonale zrnitý, který místy přechází ve červíkovitý s nízkým podílem kuličkového grafitu (horší sferoidizace)



(a) 9K6 240



(b) 9K6 310

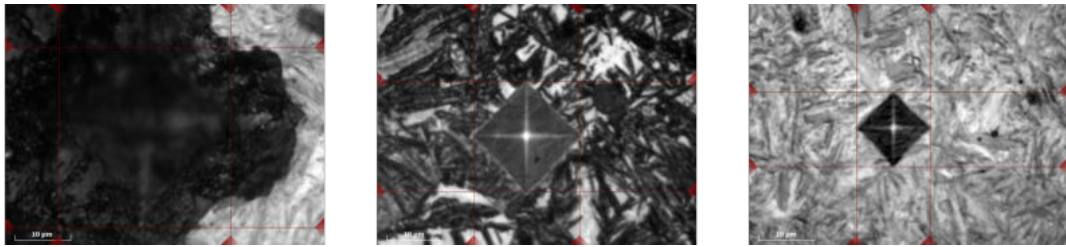


(c) 9K6 400

Obrázek 7: Porovnání průběhu mikrotvrdostí litin typu 9K6

## Tvrlosti

- Z průběhů mikrotvrdostí je třeba odečíst hloubku zakalené vrstvy
- Na povrchu je ve všech případech martenzitická vrstva (tvrdost 1000+ HV<sub>0,1</sub>)
- Nízké hodnoty tvrdostí (<100 HV<sub>0,1</sub>) jsou důsledkem vtisku do grafitu



(a) vtisk v grafitu

(b) vtisk v bainitické fázi

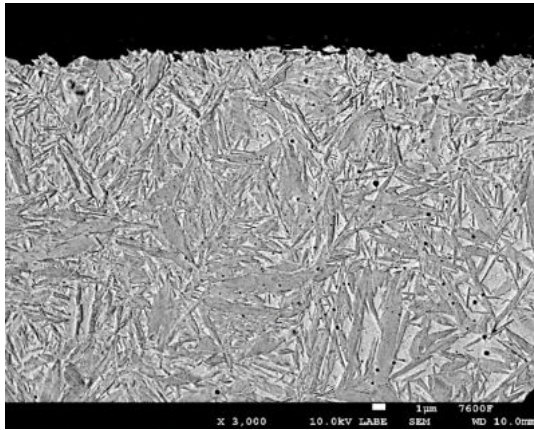
(c) vtisk v martenzitické fázi

Obrázek 8: Dokumentace výchylek hodnot mikrotvrdomostí u litin typu 9K6

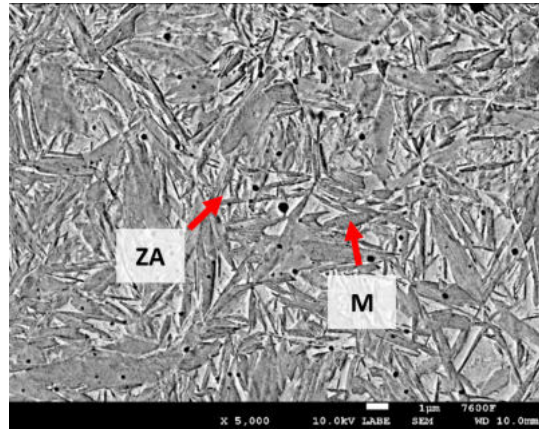
### **Analýza mikrostruktury pomocí SEM**

- 9K6 310 byl vybrán vzhledem ke svému „mikrostrukturně složitějšímu“ jádru, povrch je u všech stejný, takže to může být právě tento
- Snímek potvrzuje, že na povrchu je skutečně jemný martenzit (M) s podílem zbytkového austenitu (ZA)
- V přechodové oblasti se objevují hrubé jehlice martenzitu (M)
- Jádro obsahuje hrubé feritické fáze, v okolí grafitu je zbytkový austenit
- V okolí grafitu se lokálně nachází částice dvojího typu (viz snímek chemických map)
- Z výsledků je patrné, že je v tomto místě je vylomený grafit (pravděpodobně z přípravy), takže je tam naměřeno minimum uhlíku a místo toho je tam křemík z leštění ( $\text{SiO}_2$ )
- Větší fáze obsahuje síru a titan
- Menší fáze je bohatá na fosfor (fosfid?)

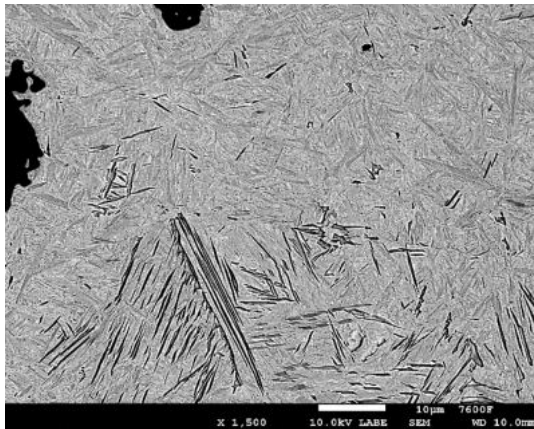




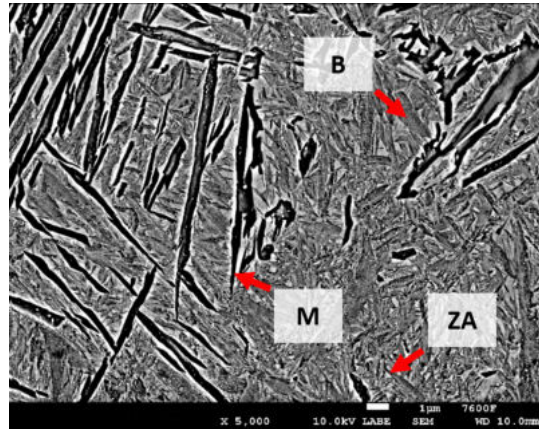
(a) jemný martenzit na povrchu



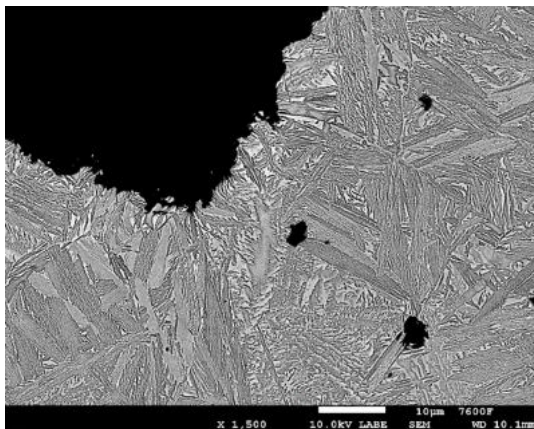
(b) detail martenzitu



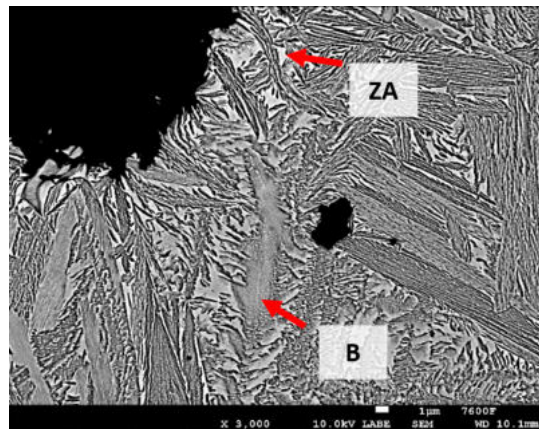
(c) přechodová oblast



(d) detail přechodové oblasti

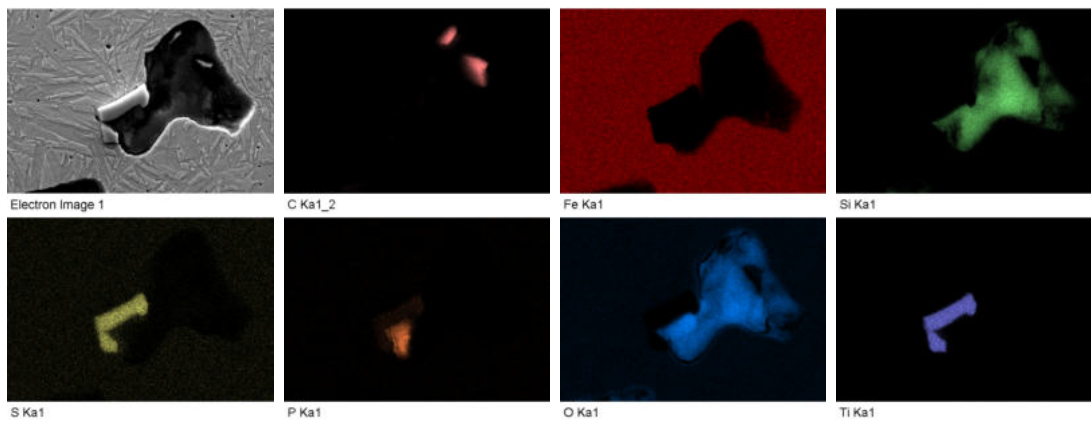


(e) jádro



(f) detail jádra

Obrázek 9: Dokumentace strukturních fází pomocí SEM

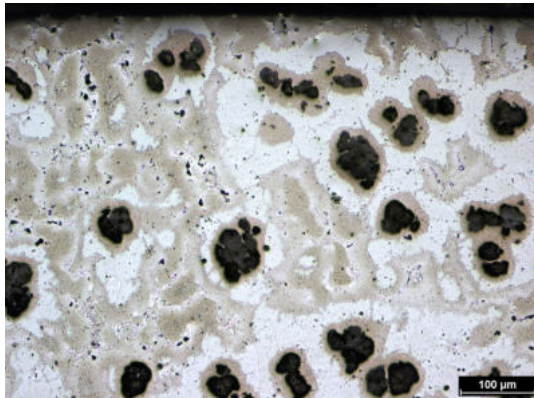


Obrázek 10: Mapa rozložení prvků

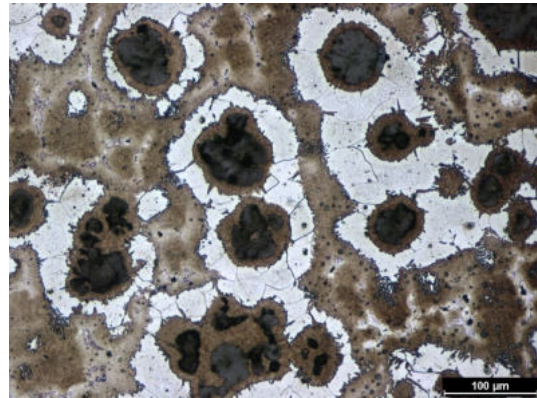
## 4.2 SiMo 35-5 versus SiMo 40-8

### Zakalená povrchová vrstva (IK)

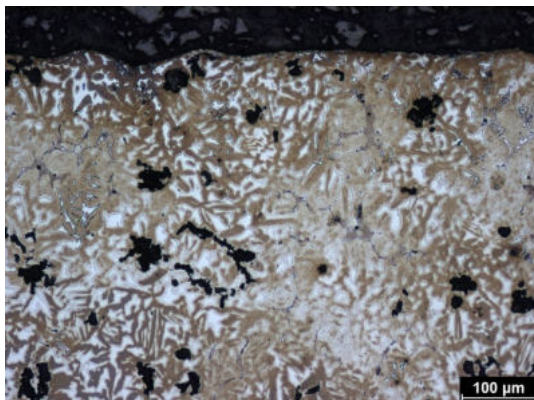
- Na povrchu SiMo35-5 je grafit z většiny kuličkový, zatímco SiMo 40-8 má grafit vločkový, který přechází v červíkovitý s minimálním podílem kuličkového
- Mikrostruktura matrice SiMo35-5 je na povrchu feriticko-bainitická, kdy bainit je vyloučen v okolí grafitu a pak v místech, která jsou obohacena o uhlík, okolí zůstává feritické
- Uvnitř bainitických ostrůvků se nachází intermetalické fáze (později se dozvíme, že jsou to karbidické fáze bohaté na molybden)
- Obdobná mikrostruktura je u SiMo 40-8, kde ale převažuje bainit a tudíž je bainiticko-feritická, ferit nemá typický polyedrický charakter
- Tady to u SiMo 40-8 ještě není vidět/poznat, ale na povrchu (podle tvrdostí) bude martenzit



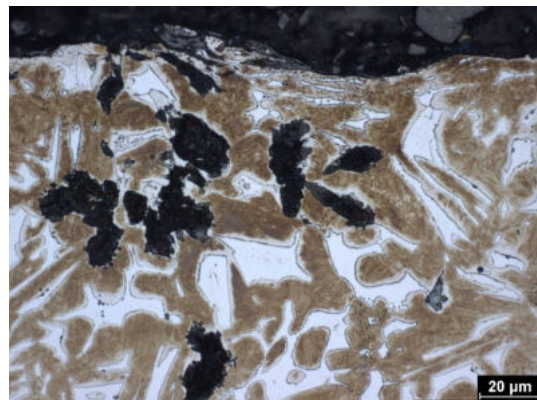
(a) SiMo 35-5 (zakaleno na povrchu)



(b) SiMo 35-5 (detail)



(c) SiMo 40-8 (zakaleno na povrchu)

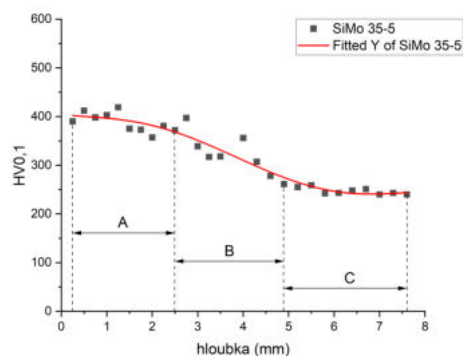


(d) SiMo 40-8 (detail)

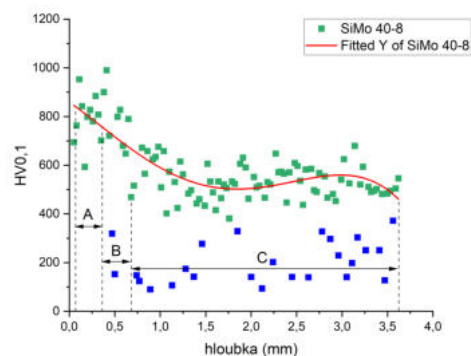
Obrázek 11: Porovnání mikrostruktury v zakalené vrstvě na povrchu

### Tvrlosti

- Z průběhů mikrotvrdotí je třeba odečíst hloubku zakalené vrstvy
- Z tvrdostí vyplývá, že v případě SiMo 35-5 bude na povrchu skutečně bainit ( 400 HV<sub>0,1</sub>)
- SiMo 40-8 má na zakaleném povrchu martenzitickou vrstvu (tvrdość se šplhá až na 1000 HV<sub>0,1</sub>)
- Nízké hodnoty tvrdostí ( 100 HV<sub>0,1</sub>) jsou důsledkem vtisku do grafitu

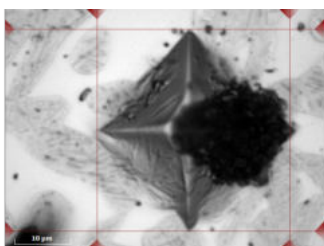


(a) SiMo 35-5

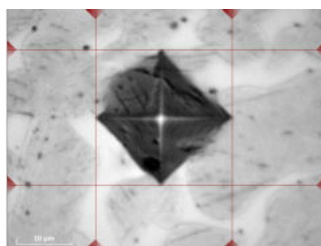


(b) SiMo 40-8

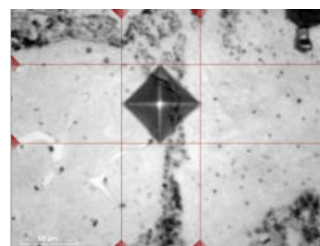
Obrázek 12: Porovnání průběhu mikrotvrdoostí litin typu SiMo



(a) vtisk v okolí grafitu



(b) vtisk v bainiticko-feritické fázi



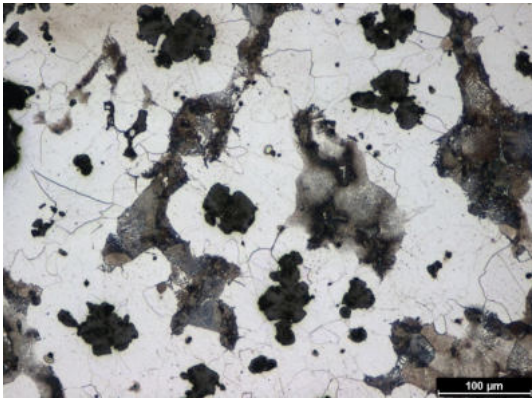
(c) vtisk v martenzitické fázi

Obrázek 13: Dokumentace výchylek hodnot mikrotvrdoostí u litin typu SiMo

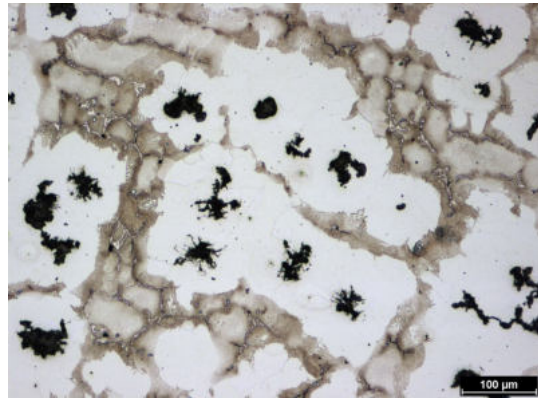
### Jádro

- Matrice v jádře je u SiMo 35-5 feriticko-perlitická, perlit je převážně lamelárního charakteru (tvrdoost odpovídá, je 250 HV<sub>0,1</sub>)
- Uvnitř perlitických ostrůvků jsou vyloučeny intermetalické fáze
- Detailní snímek SiMo 40-8 odhaluje horní bainit (naměřená tvrdoost okolo cca 550 HV<sub>0,1</sub>)

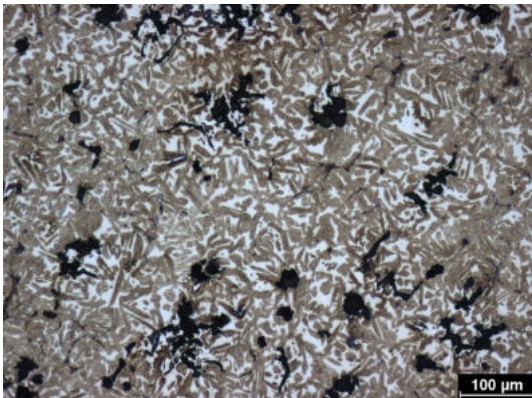
- Uvnitř bainitických fází jsou vyloučeny intermetalické fáze
- Grafit je v SiMo 35-5 v jádře kulčkový a přechází ve vločkovitý
- Grafit je v SiMo 40-8 obdobný, jako na povrchu (červíkovitý + vločkovitý, kulčkový minimálně)



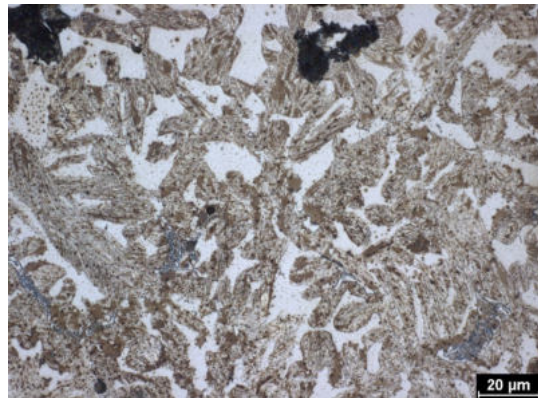
(a) SiMo 35-5



(b) SiMo 35-5



(c) SiMo 40-8



(d) SiMo 40-8

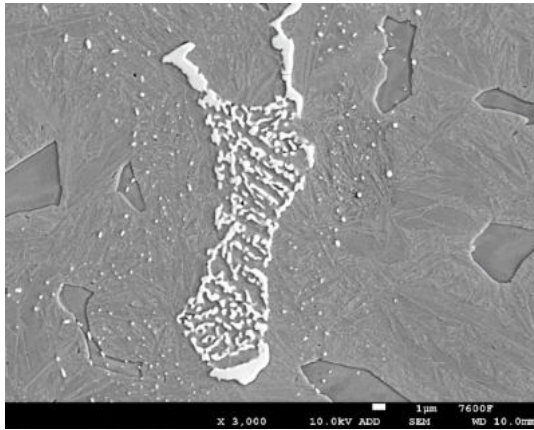
Obrázek 14: Porovnání mikrostruktury v jádře

## Analýza mikrostruktury pomocí SEM

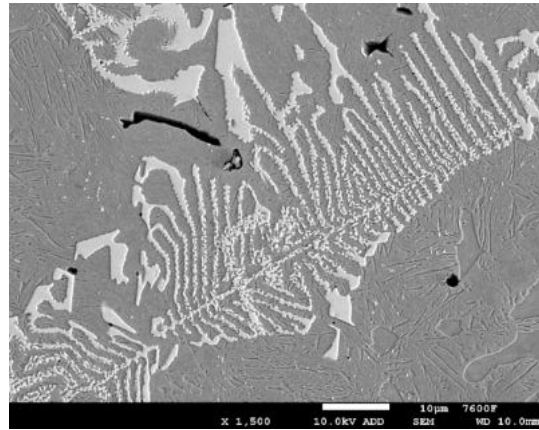
- Protože intermetalika se vyskytují v obou případech, byl vybrán SiMo 40-8 vzhledem k tomu, že má za a) výrazně odlišnou mikrostrukturu a za b) je na intermetalika bohatší
- Analyzované intermetalické fáze mají rozdílnou velikost a morfologii (viz snímky)
- Na základě prvkové mikroanalýzy se jedná (pravděpodobně) o karbidy bohaté na molybden (viz spektrum 1+2 a mapy prvků)
- Karbidy jsou nejenom tvarově složité fáze, ale i malé částice
- Mimo karbidů se v mikrostruktuře nachází také fáze bohaté na fosfor, nejspíš asi fosfidy? (viz prvkové mapy)

Tabulka 1: Prvková mikroanalýza

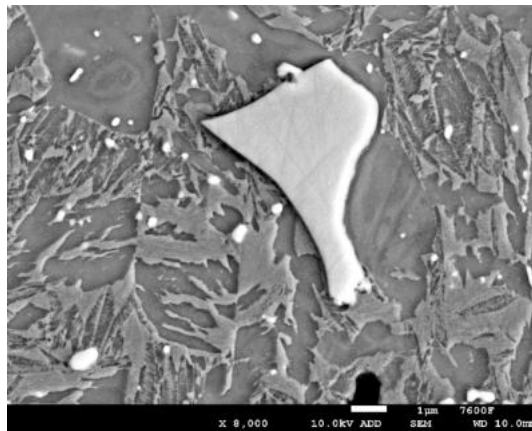
Prvky	O	Si	P	S	Mn	Fe	Mo
Spectrum 1	2,02	4,51	0,66	1,33		37,36	40,78
Spectrum 2	2,02	4,76	0,49	1,50		37,85	40,18
Spectrum 3	2,45	3,70			1,85	85,63	0,53



(a) fáze u povrchu



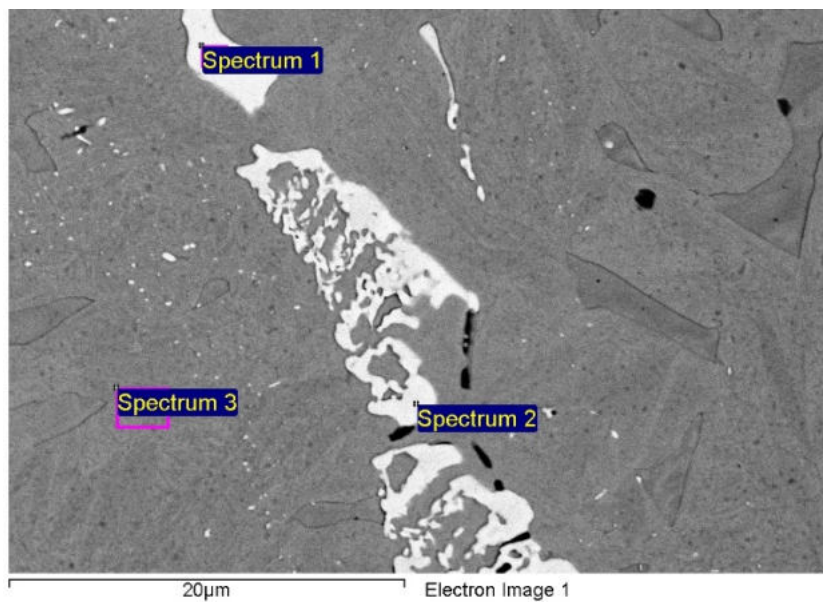
(b) fáze v jádře



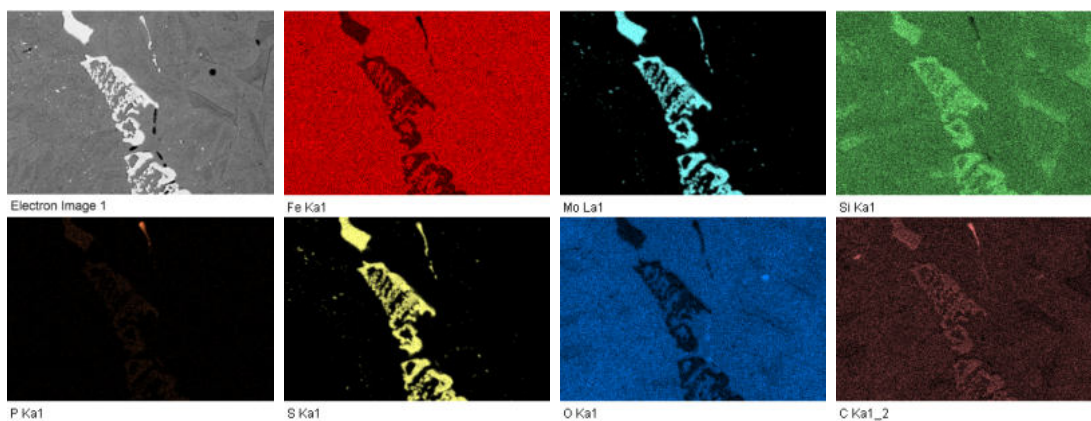
(c) fáze v jádře

Obrázek 15: Příklad analyzovaných fází pomocí SEM





Obrázek 16: Prvková mikroanalýza s vyznačenými oblastmi měření



Obrázek 17: Mapa rozložení prvků

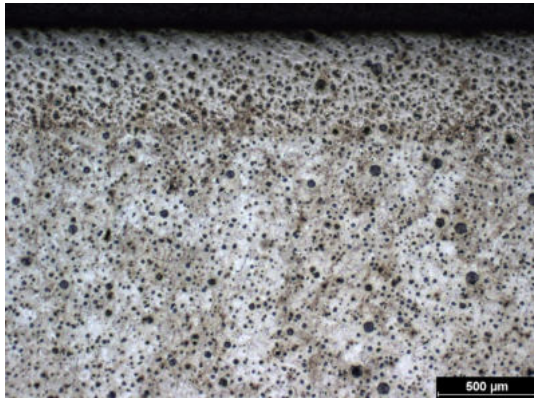
### 4.3 ADI 900-8 versus ADI 600-3 (Skrbek)

#### Zakalená povrchová vrstva (LK)

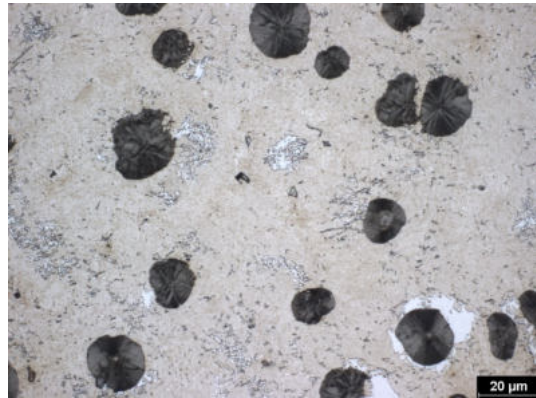
- Grafit je v obou případech kuličkový
- U vzorku ADI 600-3 je grafit výrazně menší, než je tomu u 900-8
- Ze snímků je patrné, že ADI 900-8 má mírně hlubší zakalenou vrstvu
- Mikrostruktura 600-3 v zakalené vrstvě je velmi jemná martenzitická ( 900 HV<sub>0,1</sub>) se zbytkovými malými ostrůvky feritu
- ADI 900-8 má na povrchu jemnou martenzitickou strukturu (odpovídá tvrdostem 1000 HV<sub>0,1</sub>) společně se zbytkovým austenitem a ausferitem

#### Tvrlosti

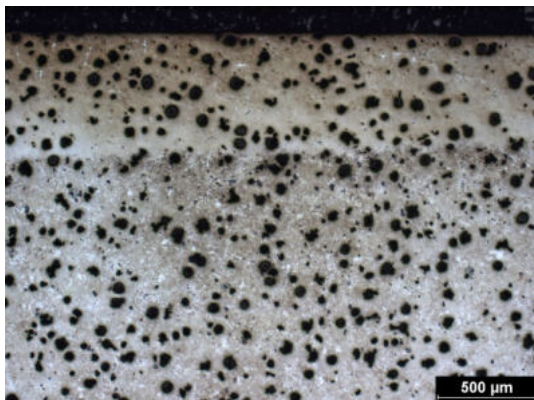
- Z průběhů mikrotvrdotí je třeba odečíst hloubku zakalené vrstvy
- Nízké hodnoty tvrdostí ( 100 HV<sub>0,1</sub>) jsou důsledkem vtisku do grafitu



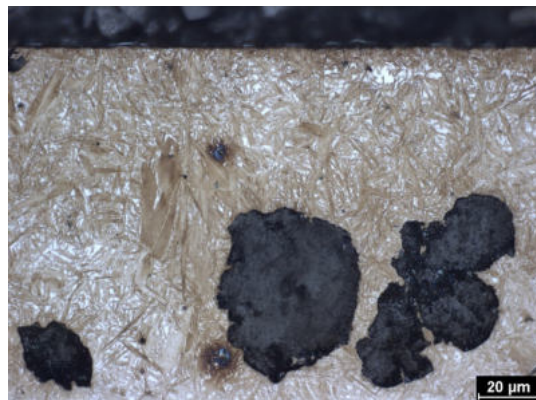
(a) ADI 600-3 (zakaleno na povrchu)



(b) ADI 600-3 (detail)



(c) ADI 900-8 (zakaleno na povrchu)

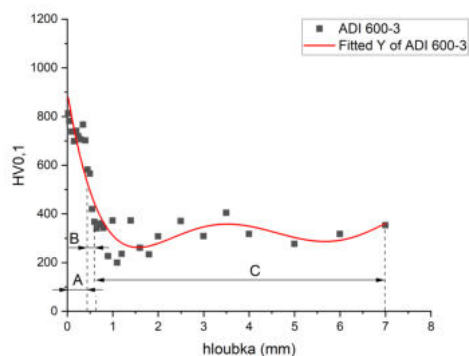


(d) ADI 900-8 (detail)

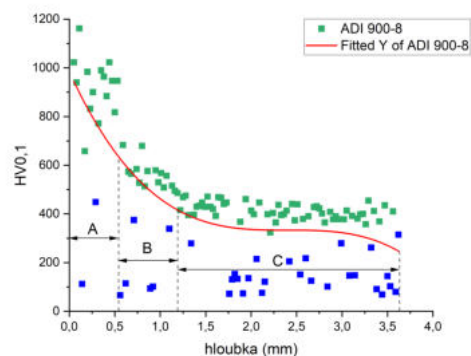
Obrázek 18: Porovnání mikrostruktury v zakalené vrstvě na povrchu

### Jádro

- V jádře je u ADI 900-8 kuličkový grafit smíšený s nedokonale zrnitým
- U ADI 900-8 je grafit celkově mírně větší, než je tomu u 600-3
- U ADI 600-3 je grafit kuličkový
- Mikrostruktura matrice ADI 900-8 se skládá z horního bainitu (tvrdost 400 HV<sub>0,1</sub>) s výskytem proeutektoidního feritu a nízkým podílem zbytkového austenitu

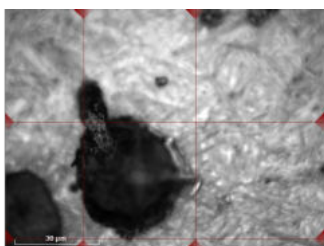


(a) ADI 600-3

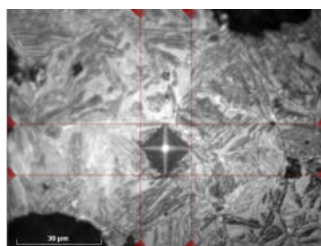


(b) ADI 900-8

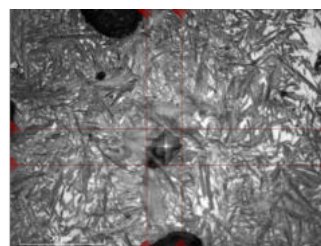
Obrázek 19: Porovnání průběhu mikrotvrdostí litin typu ADI



(a) vtisk v grafitu



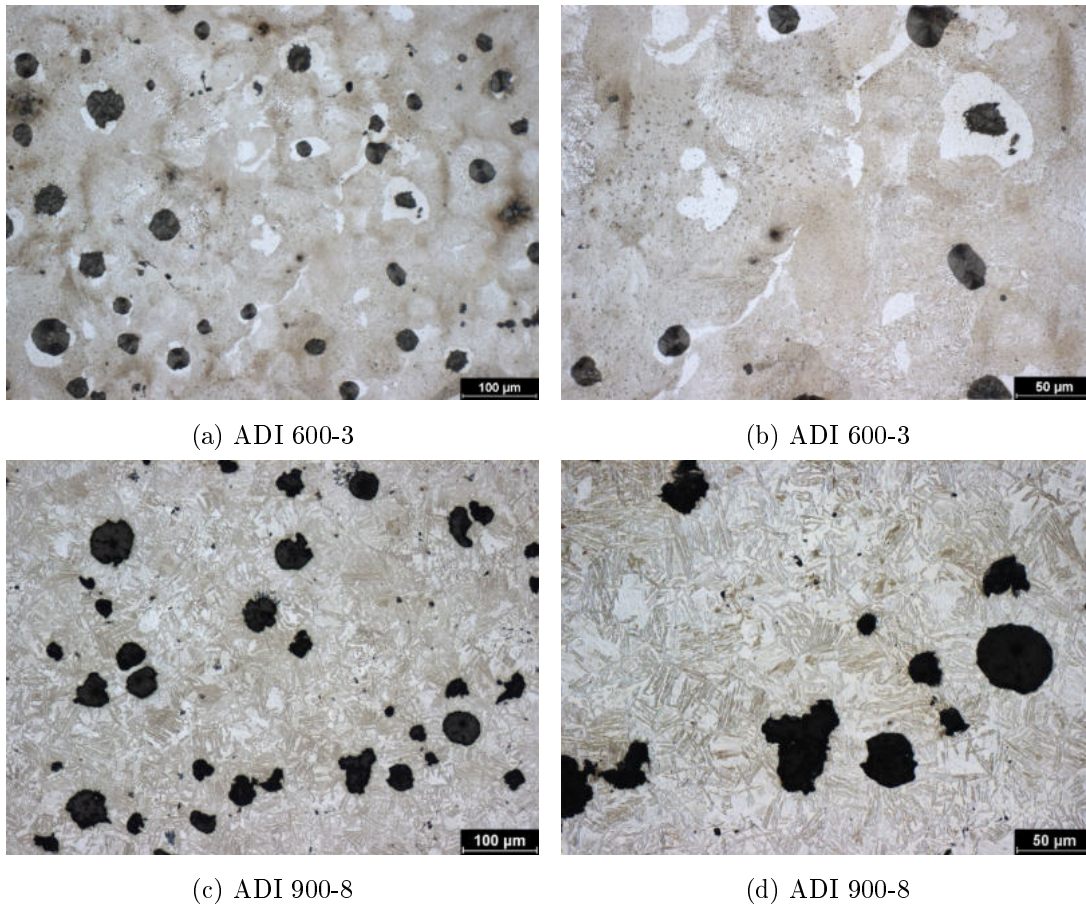
(b) vtisk v bainitické fázi



(c) vtisk v martenzitické fázi

Obrázek 20: Dokumentace výchylek hodnot mikrotvrdostí u litin typu ADI

- Matrice ADI 600-3 je perliticko-feritická (tvrdost jádra 250 HV<sub>0,1</sub>), kdy samotný ferit je převážně přítomen ve formě ostrůvků okolo grafitu, perlit je lamelárního charakteru
- - Perlit je velmi jemný

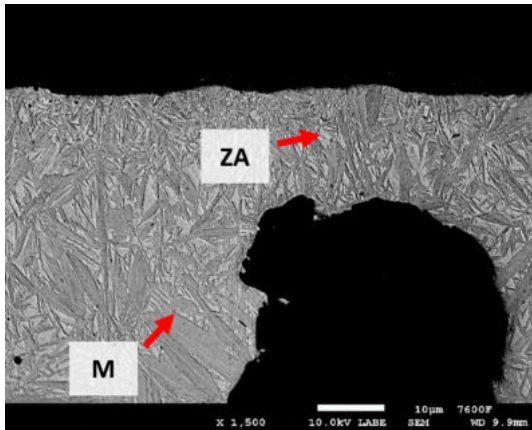


Obrázek 21: Porovnání mikrostruktury v jádře

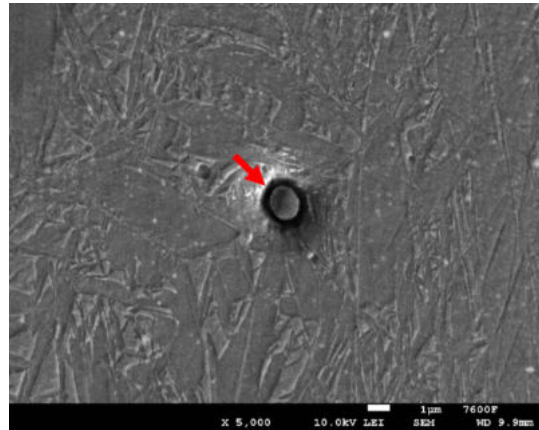
### Analýza mikrostruktury pomocí SEM

- Protože intermetalika se vyskytují v obou případech, byl vybrán SiMo 40-8 vzhledem k tomu, že má za a) výrazně odlišnou mikrostrukturu a za b) je na intermetalika bohatší
- Analyzované intermetalické fáze mají rozdílnou velikost a morfologii (viz snímky)
- Na základě prvkové mikroanalýzy se jedná (pravděpodobně) o karbidy bohaté na molybden (viz spektrum 1+2 a mapy prvků)

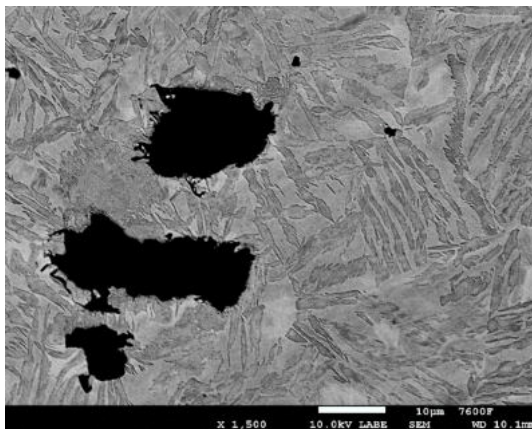
- Karbidy jsou nejenom tvarově složitě fáze, ale i malé částice
- Mimo karbidů se v mikrostruktuře nachází také fáze bohaté na fosfor, nejspíš asi fosfidy? (viz prvkové mapy)
- Na základě prvkové mikroanalýzy se u částic jedná o oxidy křemíku SiO (může se ale také jednat o artefakt z přípravy, například z řezání, resp. z řezného kotouče)
- V matrici jsou dále přítomné fáze s rozdílnou morfologií a velikostí
- Z analýzy vyplývá, že se jedná, že se jedná o fáze bohaté na uhlík a titan (pravděpodobně to jsou karbidy titanu TiC?)
- Analýza dále ukazuje, že na okraji grafitu, který má červíkovitý charakter se nacházejí fáze bohaté na fosfor (fosfidy?)
- Přítomný reziduální křemík v oblasti grafitu je opět artefakt z přípravy (vyložený grafit + SiO<sub>2</sub>)



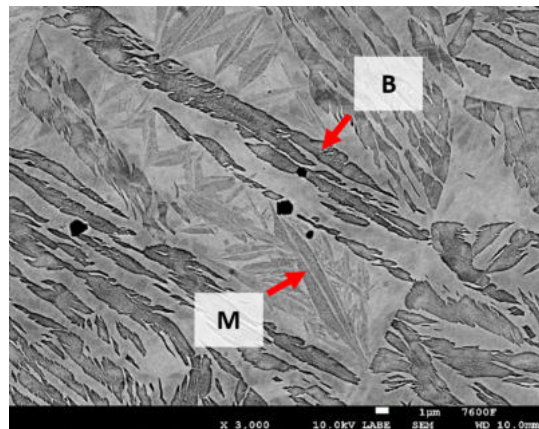
(a) jemný martenzit na povrchu



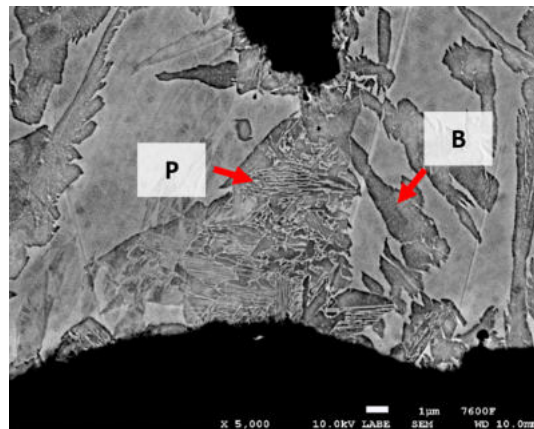
(b) částice v povrchové vrstvě



(c) jádro

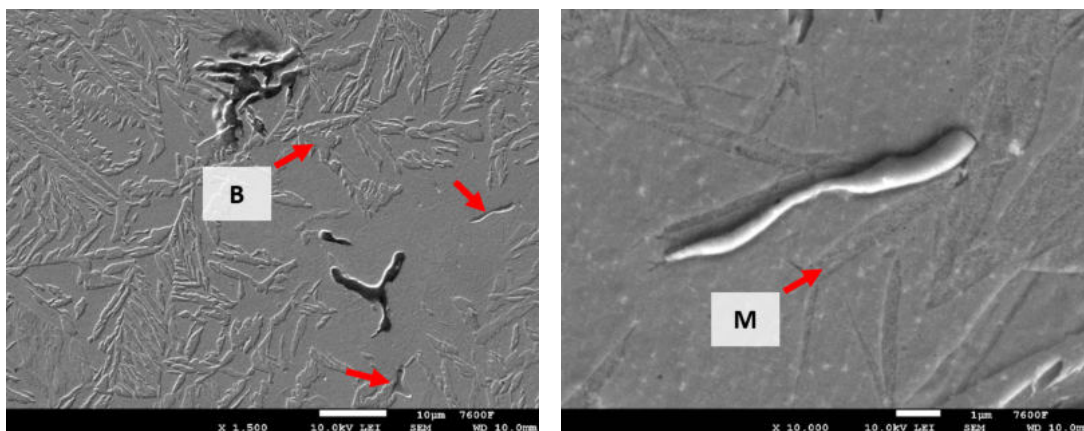


(d) detail jádra



(e) detail okolí grafitu s velmi jemnou mikrostrukturou

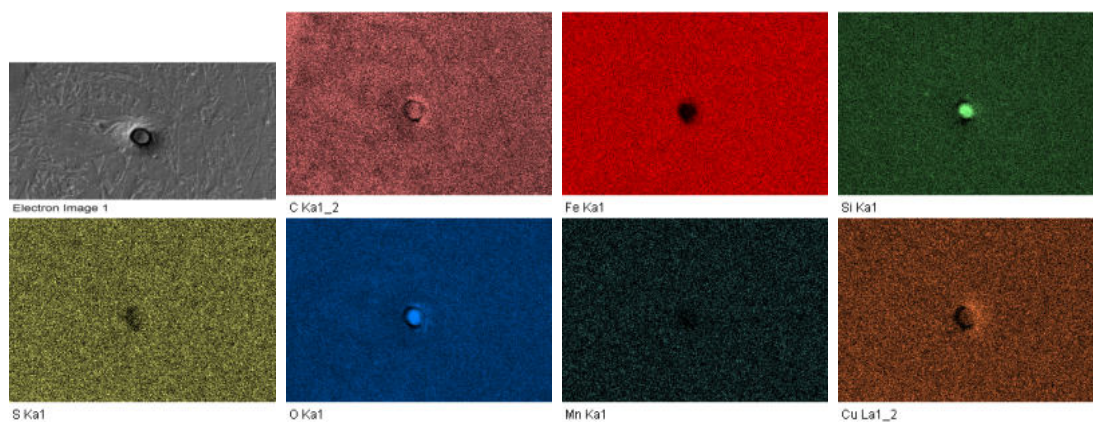
Obrázek 22: Dokumentace strukturních fází pomocí SEM



(a) přehled

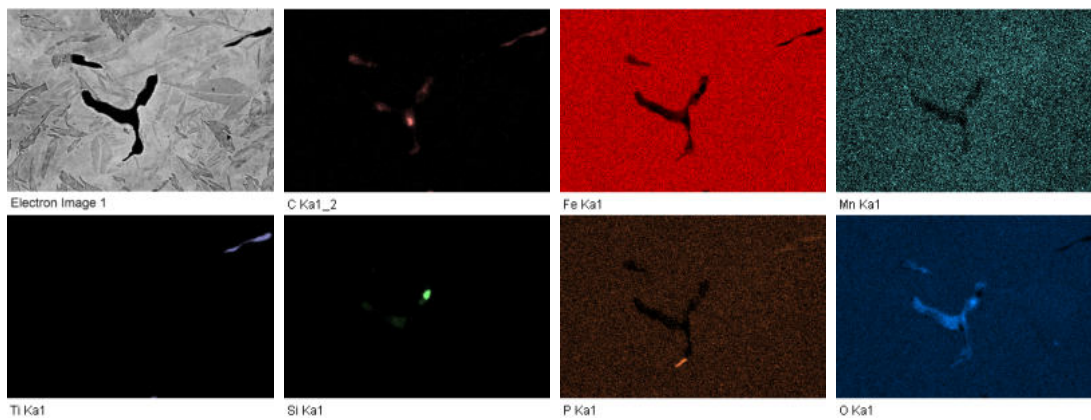
(b) detail fáze

Obrázek 23: Dokumentace strukturních fází pomocí SEM



Obrázek 24: Mapa rozložení prvků analyzované částice



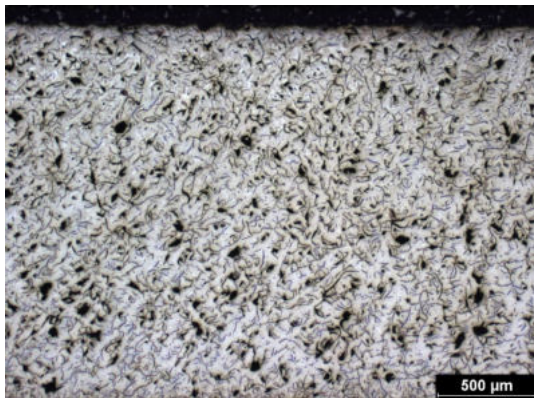


Obrázek 25: Mapa rozložení prvků analyzované oblasti

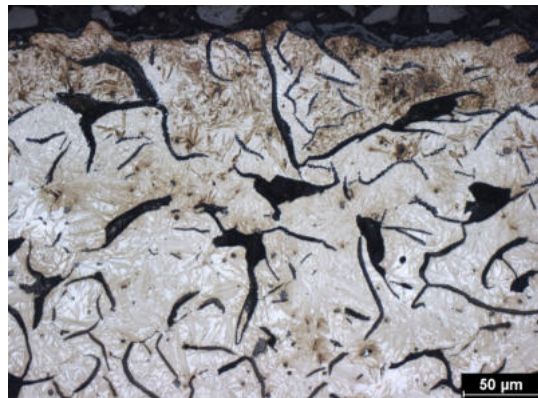
## 4.4 AGI GJL 250 LK versus IK

### Zakalená povrchová vrstva

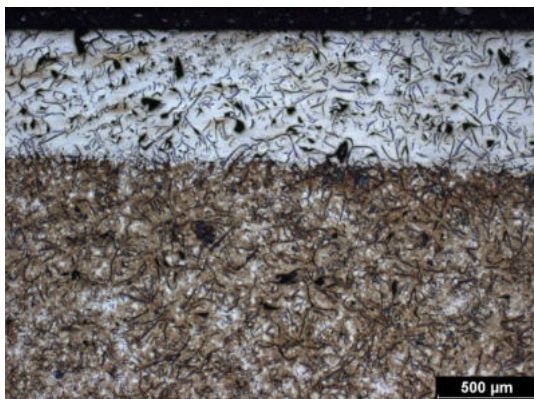
- Grafit v povrchové vrstvě AGI GJL 250 má lupínkový charakter
- V případě IK není viditelná přechodová oblast, zatímco LK ji má ostře ohraničenou
- V povrchové vrstvě LK a IK je jemná martenzitická mikrostruktura společně se zbytkovým austenitem (odpovídá naměřeným tvrdostem 1000-1100 HV<sub>0,1</sub>)
- Podíl zbytkového austenitu v matrici je výrazně vyšší u IK, než u LK (obzvláště cca 100  $\mu\text{m}$  pod povrchem)
- V případě LK vznikají na povrchu praskliny (pravděpodobně vlivem vnitřního pnutí v průběhu martenzitické transformace)
- Praskliny mají tendenci se šířit podél primárních austenitických zrn
- Nejedná se o trhliny, jelikož uvnitř nejsou viditelné oxidy



(a) AGI GJL 250 IK (zakaleno na povrchu)



(b) AGI GJL 250 IK (detail)

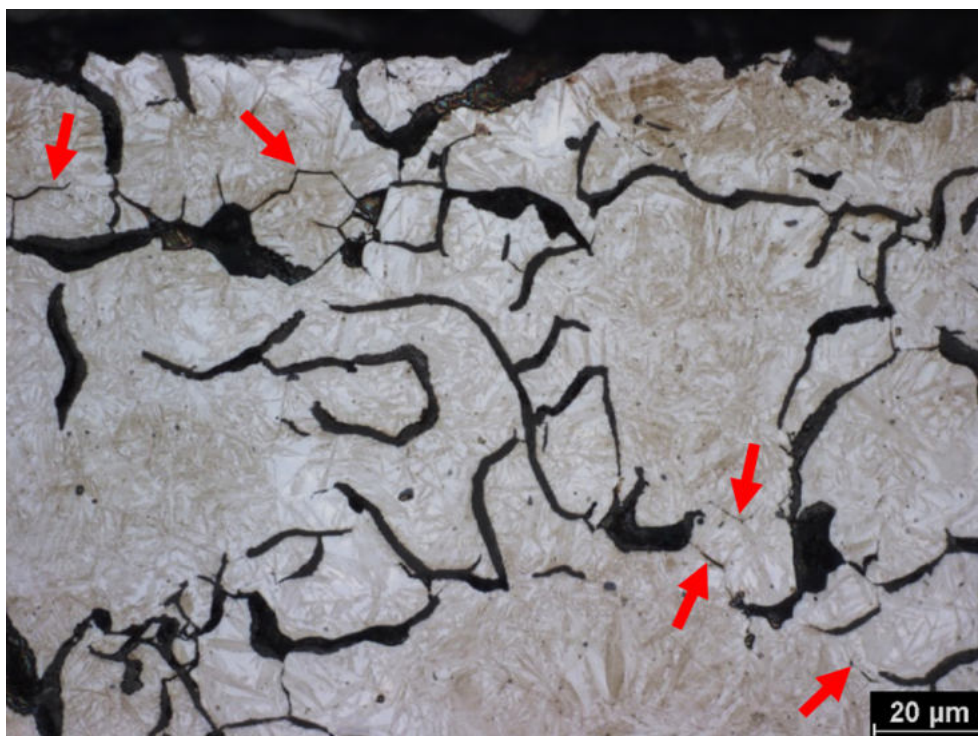


(c) AGI GJL LK 250 (zakaleno na povrchu)



(d) AGI GJL 250 LK (detail)

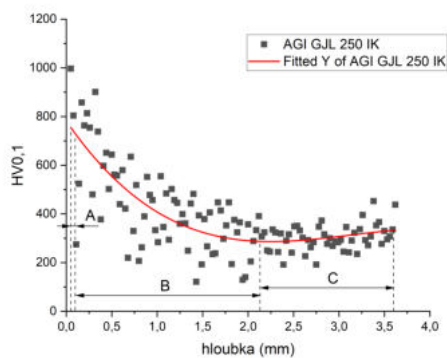
Obrázek 26: Porovnání mikrostruktury v zakalené vrstvě na povrchu



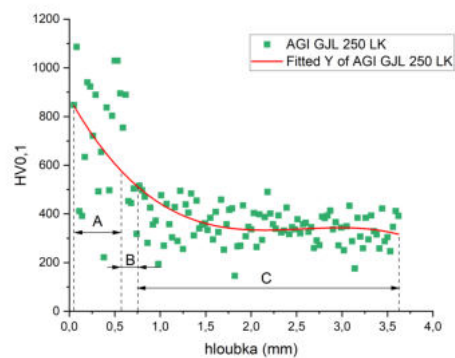
Obrázek 27: Trhliny v mikrostruktúře zakalené vrstvy AGI GJL 250 LK

## Tvrlosti

- Z průběhů mikrotvrdotí je třeba odečíst hloubku zakalené vrstvy
- Z tvrdostí vyplývá, že v případě IK je na povrchu tenká martenzitická vrstva ( 1000 HV<sub>0,1</sub>)
- Průběh tvrdostí u IK je pozvolný, což odpovídá mikrostruktuře bez přechodové oblasti
- Tvrlosti u LK mají náhlý pokles, který odpovídá úzké přechodové oblasti
- U LK je vrstva větší a taktéž je martenzitická ( 1100 HV<sub>0,1</sub>)

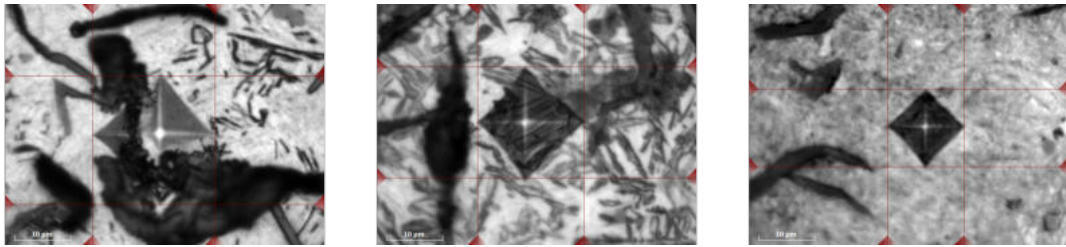


(a) AGI GJL 250 IK



(b) AGI GJL 250 LK

Obrázek 28: Porovnání průběhu mikrotvrdotí litin typu AGI GJL



(a) vtisk v okolí grafitu

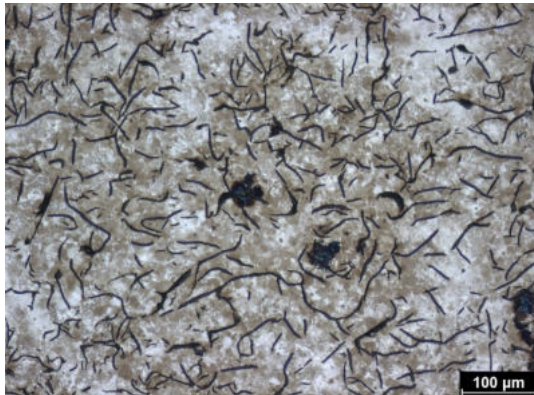
(b) vtisk v bainitické fázi

(c) vtisk v martenzitické fázi

Obrázek 29: Dokumentace výchylek hodnot mikrotvrdomostí u litin typu AGI GJL

### Jádro

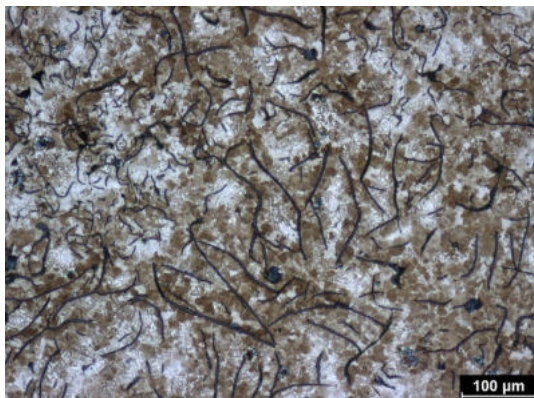
- V jádře má grafit tvar lupínků
- Jádra LK a IK jsou si strukturně velmi podobná
- V obou případech se jedná o perliticko-bainitickou mikrostrukturu s nízkým podílem proeutektoidního feritu
- V okolí bainitické fáze se nachází zbytkový austenit
- Perlitu odpovídá tvrdost 200-250 HV<sub>0,1</sub> zatímco hornímu bainitu 400+ HV<sub>0,1</sub>



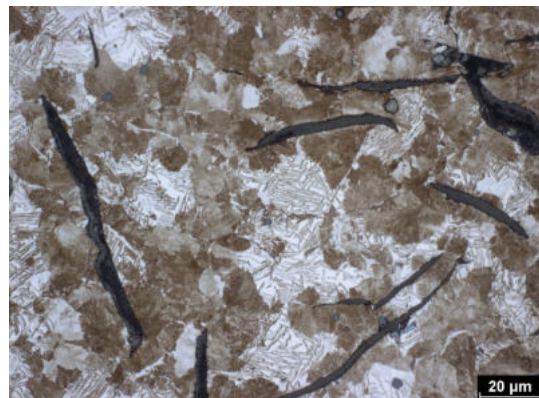
(a) AGI GJL 250 IK



(b) AGI GJL 250 IK



(c) AGI GJL 250 LK

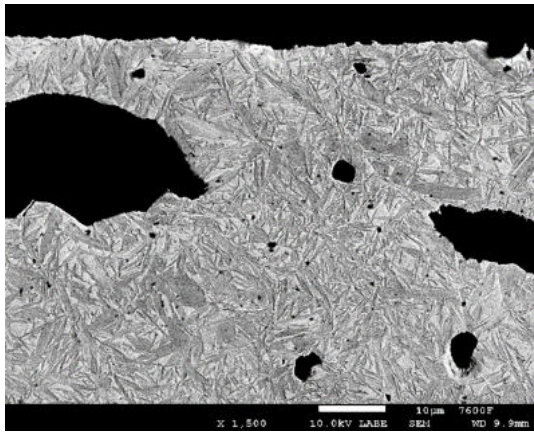


(d) AGI GJL 250 LK

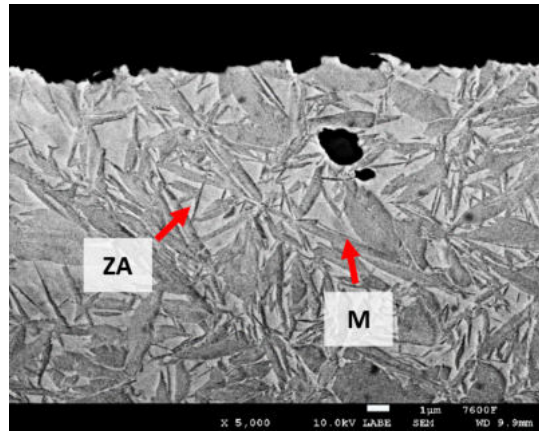
Obrázek 30: Porovnání mikrostruktury v jádře

### **Analýza mikrostruktury pomocí SEM**

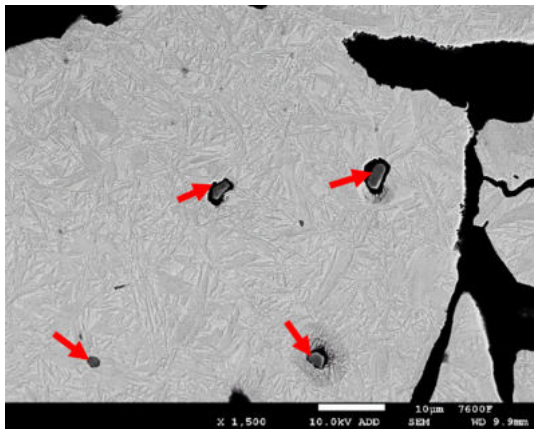
- Obě dvě mikrostruktury jsou stejné, analyzována byla tedy pouze LK
- Na povrchu je velmi jemný martenzit (M) se zbytkovým austenitem (ZA)
- V povrchové vrstvě se skutečně jedná o praskliny, nikoliv o trhliny (nejsou patrné známky oxidů)
- Na povrchu, ale i v jádře je spousta částic
- Perlit (P) je v jádře jemný, lamelárního charakteru



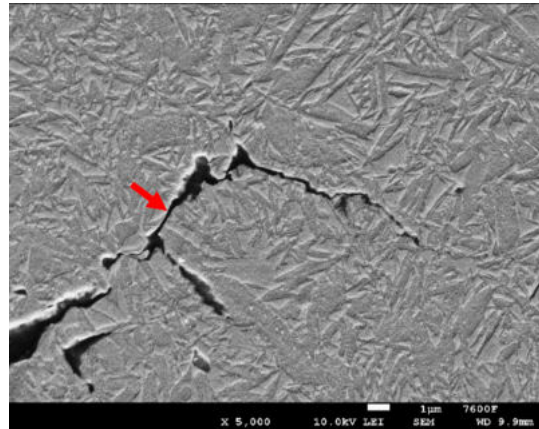
(a) jemný martenzit na povrchu



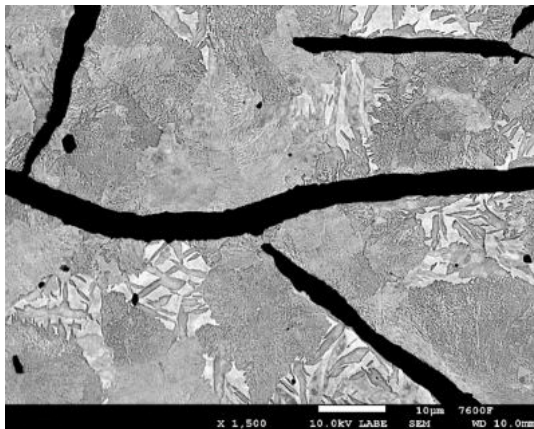
(b) detail martenzitu



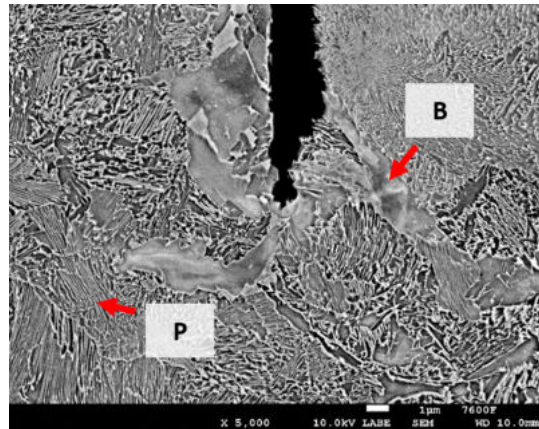
(c) částice na povrchu



(d) detail praskliny



(e) jádro

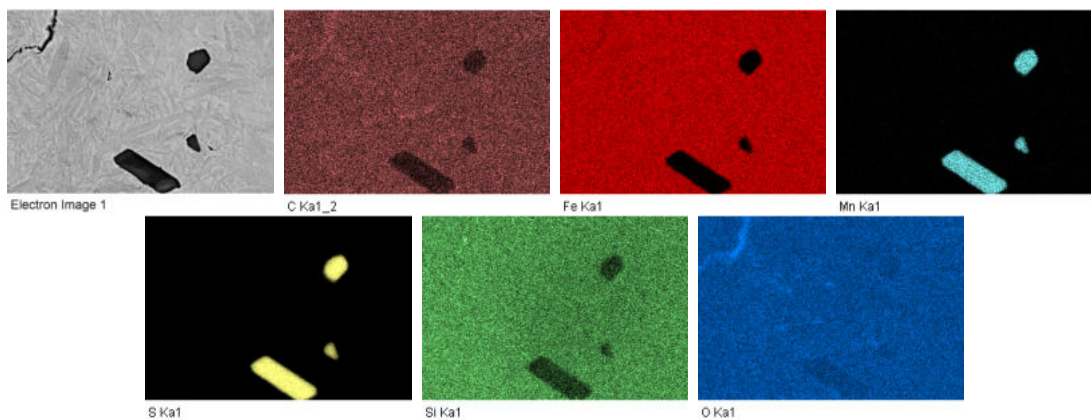


(f) detail jádra (perlit + bainit)

Obrázek 31: Dokumentace strukturních fází pomocí SEM



- Z analýzy vyplývá, že se jedná, že se jedná částice bohaté na mangan a síru, jedná se tedy o vměstky typu MnS



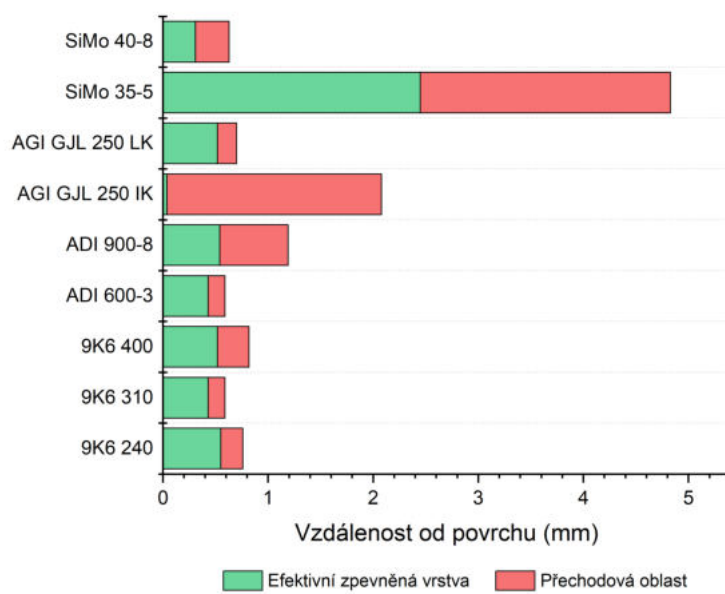
Obrázek 32: Mapa rozložení prvků analyzovaných částic

## 4.5 Hodnocení hloubek výsledných vrstev

Tabulka 2: Hloubka vrstev hodnocena z reálně naměřených dat

Litina	Efektivní zpevněná vrstva	Přechodová oblast	Jádro
	A (mm)	B (mm)	C (mm)
9K6 240	0,55	0,21	> 0,76
9K6 310	0,43	0,16	> 0,59
9K6 400	0,52	0,30	> 0,82
ADI 600-3	0,43	0,16	> 0,59
ADI 900-8	0,54	0,65	> 1,19
AGI GJL 250 IK	0,04	2,04	> 2,08
AGI GJL 250 LK	0,52	0,18	> 0,70
SiMo 35-5	2,45	2,38	> 4,83
SiMo 40-8	0,31	0,32	> 0,63

Hloubka vrstev byla hodnocena z reálně naměřených dat, nikoliv z proložených křivek. Vzhledem k výsledným trendům je odečtení z dat výrazně přesnější. Vyhodnoceny byly hloubky dvou oblastí, a sice efektivně zpevněné vrstvy (označení A) a tepelně ovlivněné přechodové oblasti (označení B). Grafické znázornění porovnání hloubek jednotlivých vrstev je uvedeno na Obrázek 33. Zároveň byla hodnocena hloubka navazujícího neovlivněného jádra materiálu (označení C). Výsledné naměřené hodnoty jsou uvedeny v Tabulka 2.



Obrázek 33: Grafické znázornění porovnání výsledných hloubek jednotlivých vrstev

## 5 Diskuze

Tepelným zpracováním litiny 9K6 pomocí laseru dochází v ovlivněné zóně všech vzorků ke vzniku dvou oblastí. Na povrchu se v rámci všech vzorků nachází zpevněná vrstva, která se skládá z jemného martenzitu a zbytkového austenitu. Výjimku tvoří vzorek 9K6 240, kde na povrchu zůstává pásmo ostrůvků původní feritické fáze o tloušťce maximálně 50  $\mu\text{m}$  (viz Obrázek 5a). Nejvyšší dosažená maximální tvrdost 1213 HV1 ve vzdálenosti 0,05 mm pod povrchem byla naměřena u vzorku 9K6 310, zatímco nejnižší 981 HV1 u vzorku 9K6 400. Z hlediska tloušťky vrstvy jsou vzorky 9K6 240 a 9K6 400 srovnatelné (0,55 a 0,52 mm), zatímco vzorek 9K6 310 má tloušťku o 0,1 mm nižší (0,43 mm). V následující přechodové oblasti dochází k rapidnímu poklesu tvrdostí (400 – 500 HV1), což je dáno strukturální změnou, kdy dochází ke vzniku hrubých jehlic martenzitu, bainitické fáze a nízkého podílu zbytkového austenitu. Přestože jsou přechodové oblasti dle mikrostrukturních snímků a tvrdostí poměrně úzké (0,2 – 0,3 mm), tak v případě vzorku 9K6 310 bude mít skutečné tepelně ovlivněné pásmo větší tloušťku (cca 1,7 mm), což dokládá naměřený průběh mikrotvrdostí (viz Obrázek 7b), kde po prvotnímu poklesu hodnot dochází k jejich postupnému nárůstu, dokud není dosaženo přibližně konstantní hodnoty 650 HV1, což odpovídá jádru materiálu. Výsledné zpracování laserem se částečně shoduje s pracemi Ghaini et al., 2020 [20] a Mareš et al., 1995 [25], kdy výsledné strukturální změny v jednotlivých ovlivněných zónách jsou shodné, ale v tomto případě dochází ke vzniku pouze dvou oblastí a také nebylo pozorováno významné tepelné ovlivnění grafitu (jeho tvaru a velikosti). Analýzou chemického složení bylo zjištěno, že v okolí grafitu se nacházejí fáze, které jsou bohaté na síru, titan a fosfor. Z hlediska výsledných vlastností bylo tepelným zpracováním dosaženo nejlepších výsledků u vzorku 9K6 310, zatímco u vzorku 9K6 240 byla mimo nižších mikrotvrdostí shledána nedokonalost ve zbytkovém feritu na povrchu, který výrazně ovlivní provozní vlastnosti

materiálu.

V případě indukčně zpracovaných litiny typu SiMo nejsou ze snímků mikrostruktury patrné ovlivněné oblasti. Z průběhů mikrotvrdotí je však patrné, že vznikají dvě ovlivněné zóny. V případě SiMo 35-5 je zpevněná oblast na povrchu výrazně větší (2,45 mm), ale zato s výrazně nižší tvrdostí (419 HV1), což je dáno vyloučenou bainitickou fází. SiMo 40-8 má povrchovou vrstvu výrazně tenčí (0,31 mm), ale zato s nejvyšší dosaženou tvrdostí 1000 HV1, čemuž odpovídá jemný martenzit. Přechodová oblast je v případě SiMo 35-5 opět větší (2,38 mm) oproti SiMo 40-8 (0,32 mm) a u obou vzorků je patrný pozvolný pokles mikrotvrdotí směrem do jádra. Přechod do jádra je u SiMo 35-5 charakterizován postupnou změnou feriticko-bainitické fáze do původní feriticko-perlitické, zatímco u SiMo 40-8 přechází martenzit postupně do bainiticko-feritické fáze. Mikroanalýza chemického složení potvrdila v mikrostruktuře obou vzorků přítomnost primárních a sekundárních karbidů bohatých na molybden, kdy ve vzorku SiMo 40-8 se těchto fází vyskytuje více. Výskyt karbidů molybdenu se shoduje s analýzami provedenými v práci Hervas et al., 2015 [26]. Mapy rozložení prvků v mikrostruktuře dále potvrdily fáze o vysokém obsahu fosforu (???). V případě indukčního kalení litiny typu SiMo nedochází vlivem vneseného tepla k výraznému ovlivnění tvaru a velikosti grafitu. Z výsledného porovnání vyplývá, že po indukčním zpracování dosahuje lepších výsledných vlastností vzorek SiMo 40-8.

Laserem zpracované litiny typu ADI se vyznačují vznikem dvou oblastí, což odpovídá výsledkům autora Deodre et al., 2017 [23]. U obou vzorků se ve zpevněné povrchové vrstvě nachází jemný martenzit (900 – 1000 HV1), kdy vzorek ADI 900-8 obsahuje nízký podíl zbytkového austenitu a podíl ausferitu, zatímco ve vzorku ADI 600-3 se nachází výskyt původní feritické fáze ve formě ostrůvků v okolí grafitu, případě ostrůvků v matici. Vzorek ADI 600-3 má v povrchové vrstvě výrazně menší velikost grafitu, než vzorek 900-8. U vzorku ADI 900-8 je tloušťka vrstvy (0,54 mm)

mírně vyšší, než je tomu u ADI 600-3 (0,43 mm). Ve zpevněné povrchové vrstvě se u vzorku 900-8 nacházejí částice, které na základě provedené chemické analýzy odpovídají oxidu křemíku ( $SiO_2$ ). Tyto částice budou pravděpodobně artefaktem z přípravy metalografických vzorků, kdy se může jednat o částice brusiva, které mohou pocházet např. z dělicího kotouče. Z mikrostrukturního hlediska je přechodová vrstva u obou vzorků ohraničená ostrým přechodem, který odpovídá průběhu mikrotvrdotí u vzorku ADI 600-3, zatímco u vzorku ADI 900-8 je přechod pozvolnější, díky postupnému poklesu tvrdosti. Martenzitická fáze přechází v případě vzorku ADI 600-3 v perliticko-feritickou (250 HV1), kdy ferit je vyloučen ve formě obálek okolo kuličkového grafitu. V případě ADI 900-8 přechází martenzit v horní bainit s výskytem proeutektoidního feritu a nízkým podílem zbytkového austenitu. Z detailní analýzy pomocí elektronového mikroskopu vyplývá, že se v matici jádra nachází také lokální oblasti s martenzitickou fází (viz Obrázek 22d). V těchto fázích se nachází vyloučená fáze bohatá na titan. Dále ze snímků vyplývá, že v okolí grafitu se nacházejí velmi jemné lamelární oblasti, které morfologií odpovídají perlitické fázi (viz Obrázek 22e). Tato fáze odpovídá té, kterou pozoroval Kiriya et al., 1982 [10], který ji označil jako bainitickou, co si ponechává morfologickou strukturu typickou pro perlit. Dále se v okolí grafitu se nacházejí částice bohaté na fosfor. Stejně jako v případě výsledků autora Soriano et al., 2011 [24], tak ani v případě vzorku 900-8 nedochází v ovlivněných oblastech ke změně grafitu. V případě vzorku 600-3 již ke změně ve velikosti grafitu vlivem tepla dochází, což odpovídá výsledkům práce Deodre et al., 2017 [23]. Na základě dosažených vlastností je možné konstatovat, že v případě laserového zpracování povrchu je lepším vzorkem litina ADI 900-8.

V případě litin typu AGI GJL 250 byl porovnáván indukční a laserový způsob zpracování povrchu. Stejně jako v předchozích případech, tak i zde vznikají dvě ovlivněné zóny. Zpevněná oblast na povrchu dosahuje v případě LK vyšší tloušťky (0,52 mm), než je tomu u IK (0,04 mm). Tyto velké rozdíly jsou viditelné i ze snímků

mikrostruktury, kdy v případě LK je vrstva patrná s výrazným ohraničením, zatímco u IK není vrstva viditelná vůbec. V povrchové vrstvě obou vzorků je přítomen jemný martenzit (1000 – 1100 HV1) společně se zbytkovým austenitem, jehož podíl je výrazně vyšší v případě IK, kdy jeho výrazně zvýšené množství je možné pozorovat ve vzdálenosti cca 100  $\mu\text{m}$  od povrchu. V případě vzorku LK se ve zpevněném povrchu v okolí martenzitické fáze objevují praskliny, které se šíří po hranicích primárních austenitických zrn. Analýza pomocí elektronové mikroskopie potvrdila, že se nejedná o trhliny, jelikož nebyla pozorována přítomnost oxidických částic uvnitř prasklin (viz Obrázek 31e). Jejich výskyt odpovídá výsledkům Chen et al., 1984 [13] a Kiriya et al., 1982 [10] (byť práce autora byla zaměřena na indukční kalení), kdy v obou případech se jednalo o praskliny šířící se podél hranic fází. Mayurnikov et. al., 1981 [9] vysvětluje jejich příčinu výskytem zvýšené zbytkové tahové složky napětí na úkor složky tlakové. V tomto případě se bude pravděpodobně jednat o důsledek přeměny na martenzitickou fázi, která je doprovázena změnou objemu. V povrchové vrstvě ani v přechodové oblasti nebyly pozorovány změny ve velikosti či tvaru lupínků grafitu, jako tomu je např. v práci Kraposhin et al., 1988 [17]. Vzorek IK má výrazně větší přechodovou oblast (2,04 mm), která je doprovázena pozvolným poklesem tvrdostí. Naproti tomu LK má přechodové pásmo velmi úzké (0,18 mm) s ostřejším poklesem tvrdostí. V obou případech dochází k přechodu z martenzitické fáze na perliticko-bainitickou mikrostrukturu s nízkým podílem proeutektoidního feritu. Fáze perlit-bainit byly následně potvrzeny i naměřenými hodnotami tvrdostí (200 – 250 HV1 a 400+ HV1). Jak v ovlivněných vrstvách, tak v jádře se nachází vysoký výskyt částic (viz Obrázek 32), kdy chemická analýza tyto částice identifikovala jako fáze bohaté na mangan a síru a jedná se tedy o vměstky typu *MnS*. Z porovnání obou vzorků vyplývá, že proces indukčního kalení se v tomto případě ukazuje jako lepší a to vzhledem k tomu, že ve zpevnění vrstvě nedochází k tvorbě prasklin, které budou mít nepříznivý vliv na provozní činnost a sníží tak provozuschopnost součásti.

## 6 Závěr

### 6.1 Dosažení cílů práce

- Byly porovnávány čtyři druhy litin (9K6, SiMo, AGI a ADI) a to na základě použitého laserového a indukčního zpracování jejich povrchu.
- Dopad tepelného zpracování byl posuzován pomocí metalografických analýz, měření mikrotvrdomosti a analýz mikrostruktury a chemického složení pomocí elektronové mikroskopie.
- Z výsledků měření průběhů mikrotvrdomostí byly stanoveny tloušťky jednotlivých teplem ovlivněných oblastí.
- Na základě literární rešerše byly výsledky z experimentální části porovnány s dosaženými výsledky prací ostatních autorů.
- Tepelným zpracováním pomocí laseru bylo dosaženo nejlepších výsledků v případě litiny 9K6 u vzorku 9K6 310, zatímco nejhorších u vzorku 9K6 240, u kterého se vyskytovaly na povrchu nedokonalosti ve formě původní feritické fáze.
- U litin typu SiMo se vzhledem k mikrostrukturuře a hodnotám tvrdosti dosahuje u vzorku SiMo 40-8 lepších vlastností, než je tomu v případě SiMo 35-5. V obou případech se v mikrostrukturních fázích vyskytují karbidy molybdenu.
- V případě laserového zpracování ADI litin je lepších výsledků dosaženo na vzorku ADI 900-8 a to vzhledem k bainitické mikrostrukturuře a vyšším tvrdostem.
- Z porovnání laserového a indukčního zpracování litiny AGI GJL 250 vyplývá, že lepším procesem pro tento typ litin je indukční kalení, jelikož po zpracování



laserem vznikají ve zpevněné vrstvě na povrchu praskliny.

## **6.2 Praktická doporučení**

## **6.3 Budoucí práce**

Raman

## Literatura

- [1] ROUČKA, J.: *Metallurgie litin*. VUT Brno, 1998, ISBN 80-214-1263-1.
- [2] HAMPL, J.: *Metallurgie slévárenských slitin*. VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2013, ISBN 978-80-248-3357-6.
- [3] NĚMEC, M.; BEDNÁŘ, B.; STUNOVÁ, B. B.: *Teorie slévání*. České vysoké učení technické, 2016, ISBN 978-80-01-06026-1.
- [4] OTÁHAL, V.: *Jakostní litiny - litina s lupínkovým grafitem*. Brno, Technicko - ekonomické poradenství, 1956.
- [5] SVIRIDENKO, K. A.: *Induction hardening of high-strength cast iron*. Metal Science and Heat Treatment, 1967, 9.4: 290-291.
- [6] ADOYAN, G. A.; GINI, E. CH.: *Stabilizing treatment of induction hardened cast iron parts*. Metal Science and Heat Treatment, 1970, 12.12: 987-990.
- [7] PETRICHENKO, A. M.; SOLNTSEV, L. A.; YAKOVLEV, F. I.: *Structural diagrams of cast iron with spheroidal graphite after induction hardening*. Metal Science and Heat Treatment, 1974, 16.8: 713-714.
- [8] RUDNEV, V. I.: *Induction hardening cast iron*. Thermal Processing, 2018, p. 40-45.
- [9] MAYURNIKOV, A. V.; OLEINICHENKO, V. G.: *Strengthening isothermally hardened high-strength cast iron parts by surface induction hardening*. Metal Science and Heat Treatment, 1981, 23.1: 74-80.
- [10] KIRIYA, G. Sh; BUNINA, Yu K.; IVANOVA, L. Kh.: *Surface hardening of gray cast iron by induction fusion*. Metal Science and Heat Treatment, 1982, 24.5: 368-370.

- [11] BALACHANDRAN, G., et al.: *Studies on induction hardening of gray iron and ductile iron*. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2010, 63.4: 707-713.
- [12] CASTELLANOS-LEAL, E. L., et al.: *Induction hardening treatment and simulation for a grey cast iron used in engine cylinder liners*. Journal of Physics: Conference Series, IOP Publishing, 2017, p. 012013.
- [13] CHEN, C.-H.; ALTSTETTER, C.; RIGSBEE, J.: *Laser processing of cast iron for enhanced erosion resistance*. Metallurgical Transactions A, 1984, 15.4: 719-728.
- [14] WANG, B.; BARBER, G. C.; WANG, R.; et al.: *Comparison of Wear Performance of Austempered and Quench-Tempered Gray Cast Irons Enhanced by Laser Hardening Treatment*. Applied Sciences, 2020, 10.9: 3049.
- [15] CUI, W.; LIU, J.; ZHU, H.; et al.: *Investigation on wear resistance of nodular cast iron by laser surface treatment*. Materials Research Express, 2019, 6.8: 086564.
- [16] KRAPOSHIN, V. S.; SHAKHLEVICH, K. V.; VYAZ'MINA, T. M.: *Influence of laser heating on the quantity residual austenite in steels and cast irons*. Metal science and heat treatment, 1989, 31.10: 745-757.
- [17] KRAPOSHIN, V. S.; SHAKHLEVICH, K. V.; BIRYUKOV, V. P.: *Laser fusion of the surface of cast iron with scanning of the beam*. Metal Science and Heat Treatment, 1988, 30.11: 873-877.
- [18] SAMSONOV, V. I., et al.: *Laser hardening of cast-iron machine components*. Metal Science and Heat Treatment, 1989, 31.11: 807-810.

- [19] WANG, Bingxu, et al.: *Wear behavior of composite strengthened gray cast iron by austempering and laser hardening treatment*. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9.2: 2037-2043.
- [20] GHAINI, F. Malek; AMERI, M. H.; TORKAMANY, M. J.: *Surface transformation hardening of ductile cast iron by a 600w fiber laser*. Optik, 2020, 203: 163758.
- [21] MAREST, G., et al.: *Microstructure of nodular cast iron after excimer laser surface processing*. Hyperfine Interactions, 1995, 95.1: 227-245.
- [22] GADAG, S. P.; SRINIVASAN, M. N.; MORDIKE, B. L.: *Effect of laser processing parameters on the structure of ductile iron*. Materials Science and Engineering: A, 1995, 196.1-2: 145-154.
- [23] DEORE, Hemant; RATHOD, M.; HIWARKAR, V.: *Influence of laser surface hardening on microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron*. International Conference on Ideas, Impact and Innovation in Mechanical Engineering (ICIIIME 2017), 2017, p. 1126-1132.
- [24] SORIANO, C., et al.: *Effect of laser surface hardening on the microstructure, hardness and residual stresses of austempered ductile iron grades*. Applied Surface Science, 2011, 257.16: 7101-7106.
- [25] MAREST, G., et al.: *Microstructure of nodular cast iron after excimer laser surface processing*. Hyperfine Interactions, 1995, 95.1: 227-245.
- [26] HERVAS, I.; THUAULT, A.; HUG, E.: *Damage analysis of a ferritic simo ductile cast iron submitted to tension and compression loadings in temperature*. Metals, 2015, 5.4: 2351-2369.