



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

OPTIMALIZACE PROCESU TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ LKG LEGOVANÝCH NIKLEM

HEAT TREATMENT PROCESSES OPTIMALIZATION OF ADI WITH GRADED NI CONTENT

DIPLOMOVÁ PRÁCE
MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

BC. JIŘINA KUBICOVÁ

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

ING. ZINA PAVLOUŠKOVÁ

BRNO 2010

Abstrakt

Diplomová práce je zaměřena na řešení problematiky vlivu tepelného zpracování na segregční procesy probíhající v matrici litiny s kuličkovým grafitem s odstupňovaným obsahem křemíku a niklu. Cílem práce je posouzení rozdílů v redistribuci sledovaných prvků při různých délkách výdrže na homogenizační teplotě za pomoci porovnání efektivních rozdělovacích koeficientů. Součástí práce je porovnání některých specifických vlastností a popis vývoje struktury matrice LKG v základním stavu a ve stavu po feritizačním a homogenizačním žhání.

Abstract

This work is focused on segregation processes in the matrix of spheroidal graphite cast iron with different silicon and nickel content during heat treatment. The aim of this work is to trace the redistribution of the elements of interest during homogenization annealing with different dwell time by comparison of the effective distribution coefficients. Comparison of some specific properties and description of structure development of spheroidal graphite cast iron matrix from initial state to the state after ferritization and homogenization annealing is included in this work.

Klíčová slova

litina s kuličkovým grafitem; hodnocení heterogenity matrice; homogenizační žhání; odstranění segregace křemíku a niklu; energiově disperzní analýza

Keywords

Spheroidal graphite cast iron; Matrix heterogeneity assessment; Homogenization annealing; Silicon and nickel segregation elimination; Energy dispersive analysis

Bibliografická citace

KUBICOVÁ, J. *Optimalizace procesu tepelného zpracování LKG legovaných niklem*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2010. 104 s. Vedoucí diplomové práce Ing. Zina Pavloušková.

Čestné prohlášení:

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci vypracovala samostatně na základě provedených experimentů a s použitím uvedené literatury pod vedením vedoucí diplomové práce.

.....

V Brně dne 25.5.2010

Poděkování

Děkuji tímto za cenné rady při vypracování diplomové práce své školitelce Ing. Zině Pavlouškové a za kolegiální pomoc v experimentální fázi i dalším kolegům z Ústavu materiálových věd a inženýrství FSI VUT v Brně.

Děkuji také kolegům z Ústavu fyziky materiálů AV ČR, a to zejména Ing. Oldřichu Schneeweisovi, DrSc. za odbornou pomoc při práci na experimentální části.

Můj dík patří i mým blízkým, bez jejichž tolerance a morální podpory by tato práce nemohla vzniknout.

Obsah

1	Cíle práce.....	13
2	Teoretická část.....	15
2.1	Definice litin	15
2.1.1	Rozdělení litin	15
2.1.2	Krystalizace litiny.....	16
2.1.3	Základní pojmy.....	16
2.2	Krystalizace litiny s kuličkovým grafitem.....	19
2.3	Tepelné zpracování litin.....	20
2.3.1	Žihání ke snížení vnitřních pnutí	21
2.3.2	Žihání ke snížení tvrdosti	21
2.3.3	Žihání normalizační.....	22
2.3.4	Žihání na odstranění volného cementitu.....	22
2.3.5	Žihání na měkko	22
2.3.6	Kalení	22
2.3.7	Chemicko tepelné zpracování.....	23
2.3.8	Izotermické zušlechťování	23
2.4	Vliv přísadových prvků na strukturu a vlastnosti	23
2.4.1	Vliv prvků na transformaci austenitu	24
2.4.2	Vliv jednotlivých prvků.....	24
2.5	Fázové přeměny a chemická heterogenita	29
2.5.1	Segregace.....	30
2.6	Mechanické vlastnosti a použití litin	32
2.6.1	Mechanické vlastnosti litin.....	32
2.6.2	Použití litin	32
2.7	Transformační diagramy litin	33
2.8	Magnetické vlastnosti litin.....	35
3	Experimentální část	37
3.1	Vzorkový materiál	37
3.2	Principy experimentálních metod	37
3.2.1	Mikroskopie.....	37
3.2.2	Chemická mikroanalýza	41
3.2.3	Měření tvrdosti	42

3.2.4	Rentgenová difrakce	43
3.2.5	Mössbauerova spektroskopie	44
3.2.6	Měření magnetických vlastností	46
3.2.7	Měření specifického odporu.....	47
3.3	Výsledky měření.....	48
3.3.1	Struktura.....	48
3.3.2	Segregace	49
3.3.3	Tvrdost	52
3.3.4	Rentgenová difrakce	53
3.3.5	Mössbauerovská spektroskopie.....	54
3.3.6	Měření magnetických vlastností	55
3.3.7	Specifický odpor	57
4	Diskuse výsledků	59
5	Závěr	63
6	Seznam použité literatury.....	65
7	Přílohy.....	67
7.1	SEM.....	69
7.2	Segregace – EDS	78
7.3	Magnetismus	88
7.4	Specifický odpor.....	102
8	Seznam použitých symbolů a zkratk	103

1 Cíle práce

Porovnat výsledné vyrovnání mikroheterogenity matrice LKG s odstupňovaným obsahem niklu po provedeném homogenizačním žíhání na teplotě 1100°C s výdrží 2, resp. 5 hodin, s následným ochlazením do vody se stavem před tepelným zpracováním, publikovaným dříve. Stanovit optimální dobu výdrže homogenizačního žíhání.

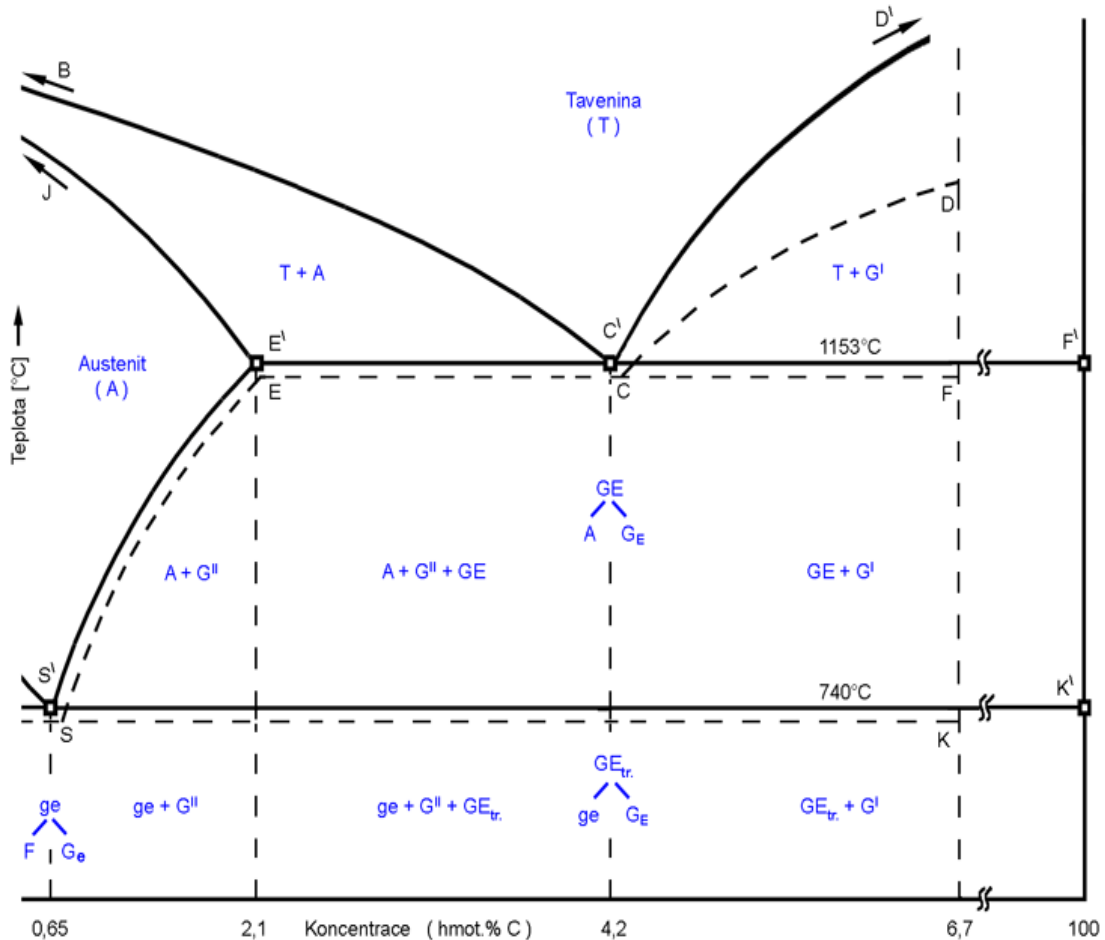
Porovnat některé vlastnosti (tvrdost, magnetické vlastnosti, specifický odpor) sledovaných materiálů v základním stavu se stavem po feritizačním a homogenizačním žíhání.

Posoudit různými dostupnými metodami vývoj struktury matrice LKG při jednotlivých uvedených typech tepelného zpracování.



2 Teoretická část

Při studiu železných slitin vycházíme z binárního rovnovážného diagramu železo-uhlík (obr.1), z něhož je patrný průběh procesu při chladnutí taveniny, následná změna v tuhém stavu a odvozujeme z něj závěry o jejich struktuře a vlastnostech.



Obr. 1 Strukturální popis stabilní soustavy Fe-C [1]

2.1 Definice litin

Jako litinu označujeme slitinu železa s uhlíkem, křemíkem a dalšími doprovodnými prvky (žádoucími i nežádoucími), které tvoří ve struktuře eutektikum. Obsah uhlíku převyšuje mezní rozpustnost v austenitu za eutektické teploty. Uhlík musí být obsažen nad 2 hm. % a součet všech doprovodných prvků nesmí přesáhnout 2 %. Oproti ocelím je zde vyšší množství příměsí zejména Si, Mn, P a S, přičemž stabilní složkou je zde grafit.

2.1.1 Rozdělení litin

Litiny obvykle dělíme do několika skupin a to podle jejich chemického složení, způsobu vyloučení uhlíku a jeho tvaru.

- dle chemického složení na:
 - nelegované litiny;
 - legované litiny.

- a dle formy uhlíku na:
 - bílé;
 - grafitické – litina s kuličkovým, vločkovým, lupínkovým, červíčkovitým grafitem;
 - zvláštní druhy – tvrzené, makové.

Litina s kuličkovým grafitem je nejčastěji využívána k nahrazení ocelových odlitek. Jedná se tedy o materiál vysoké jakosti, spojující přednosti oceli na odlitky a litiny s lupínkovým grafitem. Oproti oceli má nižší měrnou hmotnost, lepší kluzné vlastnosti, obrobitelnost, tlumící schopnost i třecí vlastnosti, menší vrubovou houževnatost aj. Její uplatnění lze pozorovat ve většině průmyslových odvětví. Vlivem tepelného zpracování a legování můžeme docílit martenzitické nebo bainitické struktury, ale i zbytkového austenitu, a setkat se s maticí feritickou, feriticko-perlitickou i perlitickou.

Obecně lze tvrdit, že cílem je vytvořit litinu s rovnoměrně rozloženým a dokonale zrnitým jemným grafitem, který výrazně zvýší pevnost a kontrolovaný průběh tuhnutí taveniny, ovlivní charakter i chemickou heterogenitu matrice vedoucí ke struktuře i vlastnostem litiny.

2.1.2 Krystalizace litiny

Následkem ochlazování dochází u litin při tuhnutí ke vzniku příslušných struktur. Průběh tuhnutí taveniny pak utváří i následnou chemickou nehomogenitu matrice, a to zejména u litin s vyšším podílem přísadových prvků.

Při tuhnutí litin dochází ke dvěma po sobě jdoucím procesům:

Krystalizace primární fáze a eutektika. Krystalizace eutektika však není pokračováním krystalizace primární fáze, nýbrž se jedná o zcela samostatný proces, který je ovšem krystalizací primární fáze ovlivněn. Dochází při ní k vymezení prostoru pro vznik eutektika, obohacení zbylé taveniny o minoritní prvky v důsledku segregace z primární fáze apod. Každý z těchto krystalizačních dějů je zahájen nukleací a jejím následným růstem.

Nukleární i růstový proces jsou pozorovatelné na křivce chladnutí a lze tak rozlišit jednotlivé fáze u nadeutektických i podeutektických litin. U nadeutektických litin je primární fází tzv. primární grafit, kde v pomalu tuhnoucích průřezích odlitek jej charakterizuje tvar a velikost. Lupínky grafitu jsou velké a tlusté ve srovnání s grafitem vyloučeným v další etapě chladnutí. U podeutektických litin se jako primární fáze vylučuje austenit.

S rostoucím obsahem uhlíku v tavenině (dle obr.1) se vzdálenost sousedních částic i jejich počet zvětšuje a nad obsahem 3,5% C se v tavenině utvářejí drobné uspořádané oblasti bohaté na uhlík. Znamená to, že tavenina obohacovaná uhlíkem houstne.[3]

2.1.3 Základní pojmy

- **Uhlík**

Uhlík je prvkem patřícím mezi nekovy. V soustavě železo – uhlík tvoří tento prvek samostatnou fázi. Vylučuje se ve formě cementitu (karbid železa Fe_3C) v metastabilní soustavě (Fe- Fe_3C) nebo ve formě grafitu (čistý uhlík) v soustavě stabilní (Fe-C). Uhlík se v grafitických litinách vyskytuje ve dvou formách; tzv. uhlík volný a uhlík vázaný. Uhlík volný je grafit a uhlík vázaný je rozpuštěn v základní kovové hmotě (v matici).

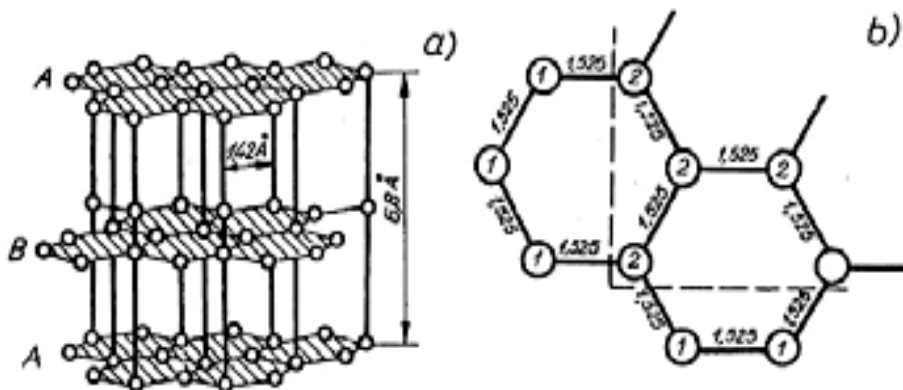
Z toho plyne: $C_{celk} = C_{grafit} + C_{matrice}$.

○ Cementit

Cementit je typická intermediární fáze s obsahem 6,68 hm % C. Krystalizuje v orthorombické soustavě. Je velmi tvrdý (800 HV) a křehký, a do teploty 217°C je feromagnetický. Z termodynamického hlediska je fází metastabilní a za vhodných podmínek se rozpadá na železo a grafit. Tento proces je znám pod pojmem přímá grafitizace.

○ Grafit

Jedná se o elementární uhlík krystalizující v hexagonální soustavě, kde atomy tvoří výrazné roviny (vrstvy). Protože směr těchto rovin je pro růst krystalů grafitu nejsnazší, má grafit sklon vytvářet ploché, deskovité krystaly (obr.2).



Obr.2 Krystalická mřížka grafitu (a), vazebné řady mezi atomy uhlíku v grafitu (b) [7].

Grafit v litině představuje křehkou, málo pevnou a porézní složku struktury, která oslabuje mechanické vlastnosti kovové základní hmoty. Grafit v litině představuje asi 8 % celkového objemu. Jakýkoliv krystal, tedy i grafit, začíná růst na krystalizačním zárodku.

U litin s lupínkovým grafitem dochází k jeho růstu na cizích zárodcích v tavenině. Grafit se ochuzuje o uhlík a tím následuje krystalizace austenitu, čímž vznikají plošné útvary – lupínky. U litin s kuličkovým grafitem je tvar dán výsledkem modifikace hořčíkem nebo cérem (popř. jinými prvky). Hořčík zvyšuje povrchové napětí mezi grafitem a taveninou, a tak vznikají zárodky kuliček grafitu přímo v tavenině. Růst grafitických kuliček je ve všech směrech stejný.

Po odlití je ve struktuře pozorovatelná mikronehomogenita matrice, která způsobuje nahromadění grafitotvorných prvků a tvorbu feritických dvorců kolem grafitu, a s rostoucí vzdáleností od grafitu lze zaznamenat výskyt karbidotvorných prvků, které zase podporují růst perlitu. Obohacení hranic eutektických buněk a zbytkové taveniny o uhlík a karbidotvorné prvky může vést ke tvorbě nežádoucích ledeburitických karbidů, případné obohacení periferních oblastí eutektických buněk antiglobulačními prvky má za následek tvorbu jiného než zrnitého grafitu [3].

○ Ferit

Ferit je intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe modifikace α a β , jehož vznik je podporován přísadovým prvkem Si a závisí na pomalém ochlazení. Ferit je měkký, tvárný a dobře obrobitelný, a v litinách je nositelem houževnatosti.

○ Perlit

Perlit je směs feritu a cementitu. Je to eutektoid vzniklý rozpadem austenitu podle metastabilního systému. Z jednoho zrna austenitu obvykle vzniká několik zrn perlitu s rozdílnou orientací lamel. Morfologie perlitu může být lamelární (obvyklá forma) nebo

globulární perlit, který vzniká sbalením lamel perlitu při sferodizačním žhání, nebo velmi pomalém ochlazení. Jeho vznik podporuje Cu a rychlé ochlazení. Perlit je pevný, tvrdý, hůře obrobitelný, má horší plastické vlastnosti a vyšší odolnost proti opotřebení. V litinách je nositelem pevnosti a tvrdosti.

○ **Ledeburit**

Ledeburit je eutektikum vzniklé eutektickou krystalizací taveniny v metastabilní soustavě Fe-Fe₃C. Jde o směs dvou fází, a to austenitu a cementitu, která vzniká v místech s rychlým odvodem tepla - zákalka.

○ **Transformovaný ledeburit**

Transformovaný ledeburit je transformované eutektikum, které vzniká eutektoidním rozpadem austenitu obsaženého v ledeburitu za vzniku perlitu. Výsledkem je tedy směs perlitu a ledeburitického cementitu.

○ **Nukleace**

Jedná se o proces tvorby zárodků primárního austenitu a proces tvorby zárodků grafitické fáze, který může být buďto součástí eutektika, nebo může být vlastní primární fází.

Dosáhne-li podeutektická litina teploty likvidu, začíná vylučování primárních dendritů austenitu a dochází k obohacování taveniny uhlíkem vlivem rozdílné rozpustnosti uhlíku v austenitu a v tavenině. Na rozhraní tedy dochází ke koncentračnímu spádu. Při dosažení eutektické teploty začíná eutektická krystalizace zrn – tzv. grafito-austenitického eutektika.

Eutektické buňky pak mají přímou souvislost s mechanickými vlastnostmi litiny. Jsou-li primární dendrity velké, vykazuje litina nejvyšší pevnost, a jsou-li naopak krátké a lobulární, pak je pevnost nejnižší.

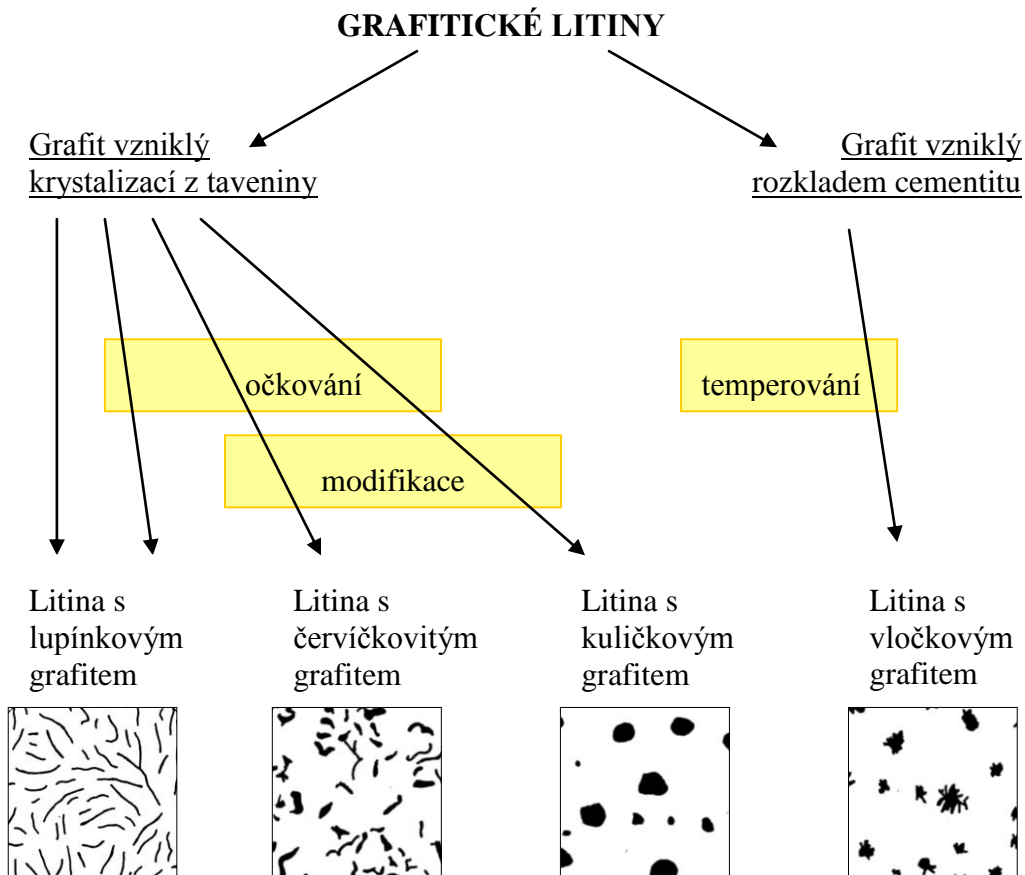
Nukleaci můžeme rozdělit na homogenní nebo heterogenní. Homogenní nukleací rozumíme tvorbu zárodků v objemu tuhajícího kovu s mechanismem uplatňujícím zejména koncentrační a teplotní nehomogenitu taveniny. Naproti tomu při heterogenní nukleaci se k aktivaci zárodků využívá přítomnosti cizích částic, které výrazně snižují energii, nutnou k vytvoření nového mezifázového rozhraní. Jako heterogenní zárodky slouží především vměstky, ale také například stěna formy.

○ **Očkování**

Očkování je technologickou operací, při které se zvýší množství krystalizačních zárodků určité fáze. Jde o přidání zárodků do taveniny, které zde představuje FeSi75 – ferosilicium. Grafitizační očkování litiny umožní zvýšit počet krystalických zárodků grafitu a brání tvorbě karbidů. Také má vliv na tvar a rozměry primárních dendritů austenitu.

○ **Modifikace**

Základní podmínkou výroby litiny s kuličkovým grafitem je modifikace litiny. Jde o přidání čistého hořčíku, nebo jeho slitiny (Ni-Mg, Cu-Mg, Mg-Ti), do tekutého kovu. Protože Mg je nejintenzivnějším globulizátorem, způsobí, že rostoucí zárodek grafitu se bude zabalovat a vytvoří se tak kuličkový grafit. Ke globulizačnímu účinku dochází díky zvýšení povrchového napětí při krystalizaci grafitu, a tedy vyloučení grafitu ve formě s menším povrchem. Tento účinek je v počáteční fázi nepřímý a je značně ovlivněn množstvím síry a kyslíku, které působí deglobulizačně. Aby vznikl globulární grafit, musí být průměrný zbytkový obsah Mg v litině pod 0,07%. Nedostatek modifikátoru způsobí vznik červíkovitého grafitu nebo nedokonalost kuličkového grafitu.



Obr.3 Druhy grafitických litin a schéma jejich vzniku.

○ Temperování

Temperování litiny je grafitizační žihání, při kterém dochází k rozložení eutektických karbidů v ledeburitu na volný temperovaný grafit. Použitím oduhlčujícího prostředí vzniká temperovaná litina s bílým lomem a v prostředí neoduhlčujícím vzniká temperovaná litina s černým lomem.

Prvky, které aktivitu uhlíku zvyšují (např. Si, Al, P), podporují vznik grafitu, naopak prvky, které aktivitu C snižují (např. Mn, Cr, V), omezují grafitizaci.

2.2 Krystalizace litiny s kuličkovým grafitem

Krystalizace začíná vylučováním prvních krystalů austenitu z taveniny a pokračuje volným růstem grafitu v tavenině na vhodném zárodku. Rostoucí grafit k sobě přitahuje uhlík a vytěsňuje železo, a v něm rozpuštěné jiné prvky, do taveniny. Vzniklá vrstva taveniny kolem zrna grafitu má velký sklon k tunutí vlivem sníženého obsahu uhlíku. Vrstva je silně konstitučně přechlazená a v určitém stadiu růstu z ní vznikne austenitická obálka zrna grafitu. Na rychlosti tunutí pak závisí její tloušťka. Při pomalejším tunutí může uhlík difundovat ze vzdálenějších míst taveniny a ochuzená vrstva (austenitická obálka) se vytvoří později, tím je umožněn vznik relativně velkých zrn grafitu. Jako zárodky slouží krystalograficky vhodné cizí částice. Tak se vytvoří austenitické obálky kolem zrn grafitu, které se obohatí grafitotvornými prvky.

Mezní koncentrace dosáhne austenit při eutektické teplotě, kde je v rovnováze s taveninou a probíhá eutektická přeměna. Vzniká stabilní eutektikum ve tvaru buněk, v jejichž středu roste

z krystalizačních zárodků zrno grafitu. Eutektická směs austenitu a eutektického grafitu se nazývá grafitické eutektikum, které vyplňuje prostor mezi primárně vzniklými dendrity austenitu.

V druhém stádiu eutektické krystalizace se růst grafitu značně zpomalí. Důvod spočívá v tom, že grafit má přísun atomů uhlíku umožněn pouze difúzními přesuny z taveniny přes austenitickou obálku, která se za těchto podmínek také málo zvětšuje. Je-li počet vzniklých grafitotvorných zrn velký, vzdálenosti mezi nimi budou malé, což vede k dokončení celého tuhnutí.

Pokud však vlivem velkého průřezu odlitku či metalurgických faktorů je počet grafitových zrn malý, je třeba počítat ještě se třetím stádiem tuhnutí. Dokud má austenitická obálka kam růst, pokračuje přesun grafitotvorných prvků z taveniny do austenitu a karbidotvorných prvků do zbývající taveniny.

Dalším ochlazováním se vylučuje z austenitu uhlík za vzniku sekundárního grafitu, který se připojuje na již existující částice eutektického nebo i primárního grafitu.

Následně s konstantní teplotou probíhá eutektoidní přeměna, kdy se austenit mění na ferit a grafit. Existuje však více cest:

- podle stabilní rovnováhy za vzniku feritické základní kovové hmoty,
- podle metastabilní rovnováhy se vznikem perlitické základní kovové hmoty,
- nebo kombinací s počátkem přeměny stabilní přes metastabilní za vzniku feriticko-perlitické základní kovové hmoty (matrice).

To, jestli bude daná slitina krystalizovat dle stabilní či metastabilní soustavy, závisí na několika faktorech:

- obsahu uhlíku: zvyšování obsahu uhlíku podporuje vylučování grafitu, to se ale projeví při obsazích nad 2 hm%C.
- rychlosti ochlazování: při pomalém ochlazování vznikne stabilní rovnováha a naopak při rychlejším ochlazení vznikne cementit.
- obsahu dalších prvků: zvyšující se obsah tzv. grafitotvorných prvků (Si, P, Al) podporuje vylučování grafitu a zase některé prvky (Mn, S) podporují vznik cementitu.

2.3 Tepelné zpracování litin

Tepelné zpracování u litin se zpravidla provádí za účelem snížení vnitřních pnutí nebo zlepšení obrobitelnosti. U tvárné litiny, díky vyloučení grafitu v příznivém tvaru, se využívá postupně tepelného zpracování i ke zvýšení pevnostních vlastností při zachování dobré houževnatosti a plasticity.

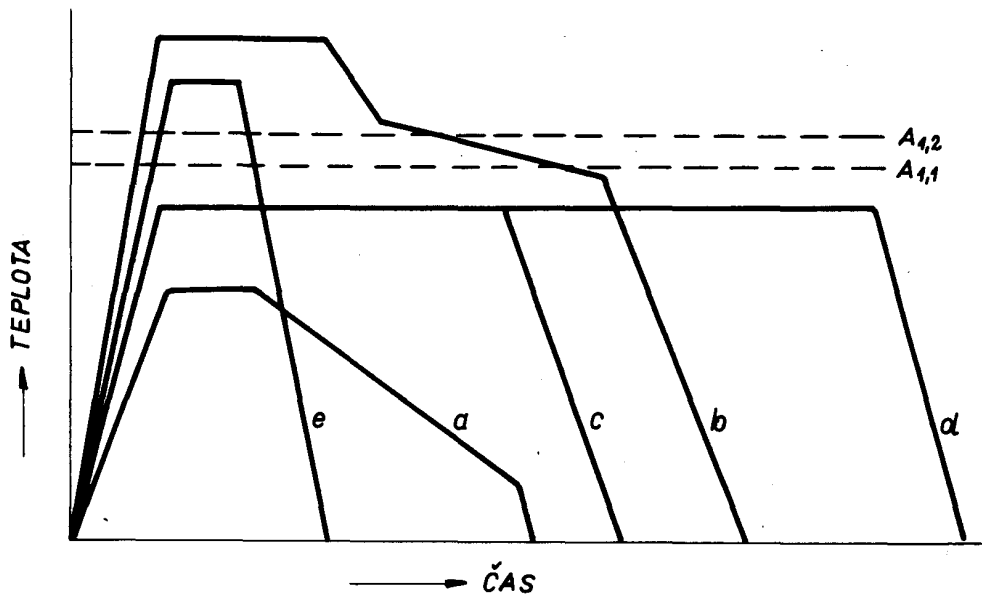
Aby nedošlo ke zhoršení vlastností (poklesu tvrdosti, zvýšení křehkosti), je třeba dbát na možnost rozpadu karbidů v 1. stupni grafitizace a rozpad perlitického cementitu ve 2. stupni grafitizace [10, 23].

Způsoby tepelného zpracování litiny lze rozdělit do dvou skupin: žihání a zušlechťování. Jednotlivé cykly tepelného zpracování jsou patrné z obr.4.

- **Žihání**

- ke snížení vnitřních pnutí;

- sferoidizační žihání;
 - feritizační žihání;
 - normalizační žihání;
 - žihání na odstranění volného cementitu.
- **Zušlechťování**
 - izotermické zušlechťování;
 - povrchové kalení.



Obr. 4 Schéma cyklu tepelného zpracování [7]

a) ke snížení vnitřních pnutí; b) ke snížení tvrdosti; c) sferoidizační; d) feritizační; e) normalizační

2.3.1 Žihání ke snížení vnitřních pnutí

Používá se u tvárné litiny v případě, že již nenásleduje jiný druh tepelného cyklu. Vnitřní pnutí jsou pružné deformace matrice vznikající v důsledku rozdílné rychlosti ochlazování v různých místech odlitku. Snížení pnutí se dosáhne ohřevem do intervalu teplot 550 až 650 °C po dobu 1 -2 hodin, čímž se sníží mez kluzu litiny a místní plastickou deformací se pnutí sníží, nebo i odstraní. Po hodinové prodlevě se pomalu ochlazuje při rychlosti asi 50°C /hod. v peci na teplotu 150 – 100°C a úplného ochlazení docílíme na vzduchu.

2.3.2 Žihání ke snížení tvrdosti

Malé množství ledeburitického cementitu nebo příliš jemná lamelární perlitická matrice ve struktuře po odlití mohou vést k nadměrné tvrdosti a obtížné obrobiteľnosti odlitku.

- **Odstranění ledeburitického cementitu** se provádí žiháním na teplotu 800 – 950°C, po dobu 1 až 4 hodin za rozpadu ledeburitického cementitu na austenit a grafit. Následuje pomalé chladnutí na vzduchu.
- **Odstranění velmi jemného lamelárního perlitu** docílíme žiháním na teplotě pod $A_{1,1}$ s následným ochlazením na vzduchu

- **Sferoidizační žihání** představuje ohřev na 650 – 700°C při výdrži 2 – 8 hodin a ochlazení na vzduchu, kdy dojde k sferoidizaci lamel perlitického cementitu za vzniku matrice tvořené zrnitým perlitem. Dochází ke snížení tvrdosti, zlepšení obrobiteľnosti, vzrůstu tvárnosti a houževnatosti. Toto tepelné zpracování se používá výjimečně, protože se při něm poruší uspořádání v matici (tj. poměr feritu a perlitu). Jestliže má litina získat opět původní vlastnosti, je potřebně provést normalizační žihání s regulovanou rychlostí ochlazení.
- **Feritizační žihání** je ohřev do teplot 850 – 920°C po dobu 10 hodin s následným ochlazením na vzduchu. Feritizační žihání používáme za účelem vzniku feritické struktury v celém průřezu.

2.3.3 Žihání normalizační

V okamžiku příliš zvýšeného obsahu křemíku v tavenině a následného poklesu požadované pevnosti odlitku je nutný ohřev nad kritickou teplotu $A_{1,2}$ o 50 – 80°C s následným zchlazením na vzduchu. Doba austenitizace je funkcí množství feritu ve výchozí struktuře. U tvarově složitých kusů, u nichž je riziko velkých vnitřních pnutí, se kombinuje obvykle s normalizačním žiháním a žiháním ke snížení pnutí.

2.3.4 Žihání na odstranění volného cementitu

Využijeme ho, objeví-li se ve struktuře ostrůvky cementitu, které způsobují problémy při obrábění a snižují mechanické vlastnosti.

2.3.5 Žihání na měkko

Žihání na měkko se provádí za účelem snížení tvrdosti odlitku, a to snížením obsahu perlitu. Teploty se pohybují kolem 700°C v závislosti na obsahu Si s výdrží 4 – 24 hodin podle množství obsaženého perlitu, který je třeba odbourat. Pokud překročíme kritickou teplotu $A_{1,1}$, hrozí nebezpečí vzniku austenitu, který se znovu rozpadne na perlit. Je tedy nutné velice pomalé ochlazování pod 650°C. Pokud se v odlitku vyskytují karbidy, je třeba žihat nad teplotou 900 – 950°C.

2.3.6 Kalení

Účelem kalení je získání vysokých tvrdostí a odolnosti proti opotřebení. Používá se téměř vždy u tvárné litiny. Po něm zpravidla následuje popouštění, jehož zvláštností je, že nelze používat vyšších popouštěcích teplot, neboť by došlo k rozpadu karbidů vyloučených z matrice. Častěji se proto využívá izotermického zušlechťování za účelem získání bainitické struktury [5; 6].

- **Martenzitické kalení** se provádí z teplot 50 – 80°C nad kritickou teplotou $A_{1,2}$ s prodlevou závislou na výchozí struktuře matrice. Se vzrůstajícím podílem feritu se doba austenitizace prodlužuje. Prokalitelnost je u litin vlivem Si nízká, proto je kalícím prostředím nejčastěji olej. Přítomnost grafitu po zakalení snižuje tvrdost (max. tvrdost tvárné litiny je asi 700 HV). Po kalení vždy následuje popouštění.
- **Povrchové kalení** se využívá poměrně často a to plamenem nebo indukčním ohřevem. Cílem povrchového kalení je zvýšení povrchové odolnosti odlitku proti opotřebení. Tloušťka vrstvy bývá podle velikostí průřezu 1,5 až několik mm. Provádí se ohřev do teplot 850 – 920°C, prodleva je závislá na hloubce zakalení a následuje rychlé ochlazování do vody či oleje. Poté může následovat popouštění.

2.3.7 Chemicko tepelné zpracování

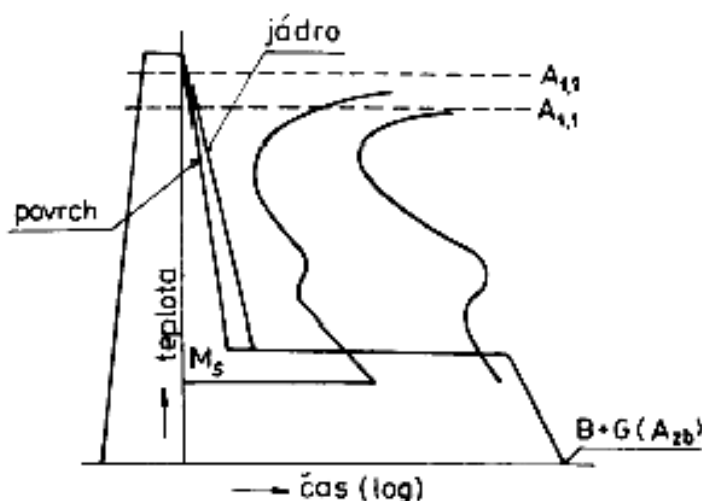
Využívá se ho jen zřídka, a to pro zvýšení odolnosti povrchové vrstvy proti opotřebení.

- **Nitridování** se provádí v disociovaném amoniaku, za spolupůsobení protisměrné difúze uhlíku z součásti na povrch a současného procesu difúze dusíku z atmosféry. K procesu dochází za teplot 580 °C po dobu 2 hod. Následný povrch je tvořen vrstvičkou karbonitridu, která poskytuje vysokou povrchovou odolnost proti opotřebení.
- **Sulfonitridování** zlepšuje především kluzné vlastnosti litin. Provádí se převážně v solích [8]

2.3.8 Izotermické zušlechťování

Jedná se o velmi často používaný postup tepelného zpracování litin s kuličkovým grafitem na bainit. Těmto slitinám se pak říká tzv. ADI litiny z anglického Austempered Ductile Iron, které jsou vhodné pro vysokopevné odlitky.

Jak je patrné z obr. 5, izotermické zušlechťování se skládá z austenitizace, rychlého ochlazení na teplotu v bainitické oblasti a dochlazení na pokojovou teplotu. Při austenitizaci se materiál ohřeje na teplotu 850 – 1 000°C (tzn. nad $A_{1,2}$) obvykle v peci s ochrannou atmosférou nebo v solné lázni pro zamezení oduhličení a oxidace, na které zůstává po dobu 1 – 3 hodiny, než se struktura zaustenitizuje. Po té následuje ochlazování nadkritickou rychlostí v izotermické lázni s teplotou 250 až 450 °C do oblasti bainitické přeměny. Vyšší teploty způsobí vznik struktury horního bainitu, která má nižší pevnostní vlastnosti a tvrdost, ale vyšší plastické vlastnosti, houževnatost, únavové vlastnosti apod. Při nižších teplotách pak vzniká struktura dolního bainitu, která má vyšší pevnost, tvrdost a odolnost vůči opotřebení odlitku, ale houževnatost je menší.



Obr. 5 Schema izotermického zušlechťování tvárné litiny [14]

2.4 Vliv přísadových prvků na strukturu a vlastnosti

Při tuhnutí eutektika se prvky dělí podle vlivu a účinku na:

- **Grafitizační prvky** - podporují tuhnutí podle stabilního systému a vyloučení uhlíku v podobě grafitického eutektika. Jsou to zejména Si, Al, Ni, Cu, C, P, Ti.

-
- **Antigrafitizační prvky** - omezují vznik volného grafitu, a to dvojitým mechanismem: buď brání krystalizaci grafitu, nebo váží uhlík ve formě karbidů. Podporují vznik metastabilního eutektika - ledeburitu. Patří sem Cr, V, Mg, Te, Ce, B, S, Mo

Kromě vlivu chemického složení hraje nezanedbatelnou úlohu také teplota. Nepatrný rozdíl teplot je příčinou různého rozsahu grafitizace tj. toho, že tuhnutí eutektika proběhne podle stabilního nebo metastabilního systému, jehož výsledkem je různý obsah vyloučeného grafitu ve struktuře.

2.4.1 Vliv prvků na transformaci austenitu

Dle chemického složení a podmínek ochlazování v oblasti eutektoidních teplot může u nelegovaných litin docházet k rozpadu austenitu za vzniku struktury:

- feritické;
- ferito – perlitické;
- nebo perlitické.

Naproti tomu tepelným zpracováním, případně legováním, můžeme docílit matrice litin:

- austenitické;
- martenzitické;
- nebo bainitické.

Přísadové prvky se dělí podle vlivu na výslednou vznikající strukturu na:

- feritotvorné;
- perlitotvorné;
- austenitotvorné.

Feritotvorné prvky zvyšují aktivitu uhlíku v austenitu a podporují jeho transformaci podle stabilního systému. Zmenšují oblast stability austenitu v diagramu Fe-C-Si. Nejdůležitější je křemík, který způsobuje změny v průběhu krystalizace i eutektoidní transformace. Eutektický bod se posouvá doleva a snižuje se maximální rozpustnost uhlíku v austenitu. Obdobně působí i další feritotvorné prvky, jako jsou např. hliník a titan.

Perlitotvorné prvky zvyšují podíl perlitu ve struktuře a snižuje se tak kritická rychlost chlazení. Jako perlitotvorné působí např. prvky měď, fosfor a antimon.

Karbidotvorné prvky snižují aktivitu uhlíku v austenitu, udržují ho v tuhém roztoku až do eutektoidní teploty a tím zabraňují vzniku feritu. Jako příklady karbidotvorných prvků lze uvést: chrom, vanad, síra, titan, wolfram, mangan a zirkonium.

Austenitotvorné prvky zvětšují austenitickou oblast a snižují eutektoidní teplotu. Vzniká perlitická struktura. Příkladem austenitotvorných prvků jsou mangan, nikl, měď a kobalt.

2.4.2 Vliv jednotlivých prvků

Každý prvek přidaný do vsázky může ovlivnit mechanické, technologické i fyzikální vlastnosti litiny, které jsou závislé na její struktuře. Lze je obecně rozdělit, ale můžeme je posuzovat i jednotlivě.

- prvky tvořící tuhé roztoky v austenitu – Cu, Ni, Co;
- karbidotvorné prvky – Cr, V, Mo;

- legury a mikrolegury – Al, Ti, Sn, Sb, B, Te – účelem je stabilizovat některou složku ve struktuře. Přidávají se ve velmi malém množství;
- stopové prvky a nečistoty – Pb, Bi, As, Sb – dostávají se do litiny z použitých surovin. Způsobují vznik degenerovaných forem grafitu;
- plynné prvky – N, O, H.

Základními prvky, jež se v tvárné litině vyskytují, jsou mimo železa: uhlík, křemík, mangan, fosfor, síra a očkující nebo modifikační přísady, ve většině případů hořčík. U legovaných, nebo speciálních litin to mohou být prvky: nikl, měď, molybden, cín, titan, chrom aj. Přímo z vsázky však může dojít i k výskytu jiných prvků a jejich přítomnost je většinou nežádoucí. Je to olovo, vizmut, antimon, arsen, bor, hliník, vanad, zirkon a, nejedná-li se o legující přísadu, též chrom, cín a titan.

Al (lat. Aluminium)

Hliník je přítomen ve všech tvárných litinách. Nachází se ve vsázce a ve feroslitinách používaných při zpracování a očkování tvárné litiny. V FeSi a MgFeSi slitinách bývá přítomno 0,6 až 1,5 % hliníku. V tvárných litinách se všeobecně toleruje obsah hliníku do cca 0,05%. Hliník podporuje vznik červíkovitého grafitu, při zvýšeném množství má negativní vliv na tvorbu bodlin v odlitcích. Může být neutralizován přísadou ceru.

As (lat. Arsenicum)

Arsen obvykle se v litinách nevyskytuje ani ve stopovém množství, avšak v některých lokalitách světa se vyskytuje, a pak je jeho přítomnost možná. V tvárné litině se vylučuje v intercelulárních oblastech v lupínkové formě. I když jeho vliv na degradaci grafitu je nepatrný, můžeme ho lehce eliminovat přísadou céru. Maximální tolerované množství arsenu v tvárné litině je 0,02%, kdy ještě nezasahuje do tvaru grafitu. Přitom obsah 0,045% As vytváří strukturu s 95% perlitu.

B (lat. Borum)

Bor je silně karbidotvorný a nitridotvorný prvek, který má silnou tendenci segregovat a tvořit karbidy boru na hranicích zrn, které jsou extrémně stabilní. Při vyšším obsahu vytváří síťovou strukturu. Zvyšuje otěruvzdornost a pevnost. Při zvýšeném obsahu nad 0,002% silně snižuje mechanické vlastnosti tvárné litiny. Používá se i pro mikrolegování.

Ba (lat. Baryum)

Baryum se používá jako očkovač tvárné litiny ke zvýšení počtu grafitových zrn. Přidává se do ferosilicia, a to v 2,00 až 2,50%.

Bi (lat. Bismuthum)

Bismut už při obsahu 0,003% způsobuje vznik intercelulárního síťového lupínkového grafitu ve struktuře, které podstatně snižuje mechanické hodnoty tvárné litiny. Množství 0,005% pak vede k eliminaci vzniku zrnitého grafitu a jeho rozpadu. Jeho vliv můžeme eliminovat přísadou céru, čímž podpoříme růst většího počtu grafitových zrn v litině.

C (lat. Carboneum)

Uhlík má obrovský vliv na strukturu a vlastnosti litin. Podporuje grafitizaci a mírně snižuje pevnost a tvrdost. Větší množství ve formě grafitu má tlumivé vlastnosti. Litina při vylučování grafitu zvětšuje objem, což souvisí se stažením litiny. Čím více je vyloučeno uhlíku, tím je celkové stažení litiny při tuhnutí menší, což umožňuje omezení nálitkování. Při vyšších obsazích však způsobuje zhrubnutí grafitu.

Množství uhlíku, který se vylučuje v podobě zrn, nemá téměř na základní strukturu tvárné litiny vliv. Velikost zrn je dosti různá, ale většinou nepřekročí 0,04 mm. Počet i velikost grafitových zrn nezávisí na obsahu uhlíku, nýbrž na rychlosti a způsobu tuhnutí tvárné litiny.

Po odlití jsou grafitová zrna většinou vyloučena ve feritových dvorcích; u čistě perlitické tvárné litiny jsou přímo v perlitu a někdy - hlavně v tenčích průřezích stěn odlitků - v cementitu. Zrna grafitu uložená ve feritu jsou větší a mají členitější povrch a nepravidelnější tvary, nežli zrna v perlitu nebo cementitu.

Ca (lat. Calcium)

Vápník se využívá při výrobě litiny se zrnitým grafitem. Je významným modifikátorem, který reaguje přednostně s kyslíkem a vytváří tak kysličník vápenatý (CaO) vyplouvající k hladině taveniny. Vysoký obsah vápníku však vytváří vysoké množství CaO, které litinu znečišťuje. Snižuje prchavost - bouřlivost reakce a zvyšuje využití Mg. Překročí-li přísada vápníku cca 0,030%, zvyšuje se karbidotvornost hořčíku v tvárné litině. Do 0,030% je vápník účinný pro zvyšování počtu grafitických zrn a také se přidává do ferosilicia k sekundárnímu očkování.

Ce (lat. Cerium)

Cér je silně odkysličující a odsířující prvek (dezoxidátor a desulfurizátor), který tvoří velmi stabilní oxidy a sulfidy. V nadeutektické litině už přísada 0,035% vede k tvorbě zrnitého grafitu. Jelikož je cer silným stabilizátorem karbidů, je nutné, aby zpracovávaná litina byla vysoce sekundárně očkována ferosiliciem a měla obsah uhlíku nad 3,80%. Cér může při modifikaci částečně nahradit hořčík, čímž získáme strukturu s plně zrnitým grafitem a snížíme sklon k tvorbě škodlivých oxidických a struskoplynových vad. Přísada céru zvyšuje v tvárné litině počet grafitových zrn.

Cr (lat. Chromium)

Chrom je silně karbidotvorný prvek a podporuje vznik perlitické struktury v tvárné litině. Tolerance jeho obsahu v litině závisí na požadované struktuře. U feritické litiny musí být co nejnižší – do 0,04% a u čistě perlitické litiny až do 0,10%. Chrom zvyšuje odolnost tvárné litiny proti oxidaci a korozi, ale značně snižuje účinky žíhání. Během tuhnutí litiny segreguje do intercelulárních oblastí, kde může zapříčinit vznik karbidického síťoví. Podporuje metastabilní tuhnutí. Zvyšuje disperzitu grafitu, často bývá příčinou mezidendritického grafitu. Zvyšuje pevnost a tvrdost litiny.

Cu (lat. Cuprum)

Měď se používá ve vysoké čistotě, pro stabilizaci perlitu a zvýšení mechanických vlastností a tvrdosti litiny. Obvykle se kombinuje s chromem v poměru Cu:Cr = 4:1, kdy dosahujeme perlitickou strukturu s jemným grafitem a vysokými mechanickými vlastnostmi. Je stabilizátor austenitu, ale protože má omezenou rozpustnost kolem 2,5% , její rozpustnost se zvyšuje přísadou niklu. Přísada 1% Ni zvyšuje rozpustnost Cu o cca 0,4%. Měď zlepšuje kalitelnost tvárné litiny a umožňuje získání martensitické struktury. Precipitační vytvrzování je možné v litinách obsahujících nad 1% Cu.

H (lat. Hydrogenium)

Vodík podporuje vznik hrubého grafitu a zvyšuje disperzitu perlitu. Jeho obsah v litině je nutno držet na velmi nízké úrovni, neboť jeho zvýšený - „kritický“ obsah může vést k segregaci do posledně tuhnuoucích oblastí (tepelných uzlů) a mohou vznikat soustředěné karbidy, nebezpečné bodliny, nebo inverzní zákalky.

La (lat. Lanthanum)

Lanthan se používá jako očkovač. Přísadou nad 0,05% La v kombinaci s MgFeSi, lze získat vysoký počet grafitových zrn a čistě feritickou strukturu.

Mg (lat. Magnesium)

Hořčík má významný vliv na feritizaci. Je-li jeho obsah v tvárné litině stálý, pak při vzrůstajícím obsahu křemíku a pomalém ochlazování dochází k prudkému poklesu množství vázaného uhlíku. Přítomnost hořčíku v litině také vede k docílení dokonalého tvaru zrnitého grafitu.

Mn (lat. Manganum)

Mangan nad 0,5% působí mírně anti-grafitizačně. Při vyšším obsahu může podporovat vznik přechlazeného grafitu. Významně působí při eutektoidní transformaci, stabilizuje a zjemňuje perlit, zvyšuje jeho disperzitu, zvyšuje pevnost, tvrdost a odolnost proti otěru. Usnadňuje rozpustnost uhlíku v litině, rozšiřuje oblast fáze γ , brání rozpadu austenitu a zabraňuje grafitizaci. Množství manganu v litině je dáno strukturou základní kovové hmoty – u perlitické struktury rozmezí 0,50 až 0,70% a u feritické cca 0,20 až 0,30%. Je velmi reaktivní obsaženou sírou a až 2/3 celkového množství manganu se spotřebuje na vazbu MnS. Pouze zbytek působí jako legující přísada.

Mo (lat. Molybdaenum)

Molybden je drahou legurou, ale používá se pro zvýšení kalitelnosti (do 1%) a ke zvýšení mechanických vlastností při vyšších teplotách (do obsahu cca 2,0%). Obvykle se kombinuje s perlitotvornými prvky, zvyšuje pevnost perlitické základní kovové hmoty a stabilizuje strukturu za vyšších teplot. Snižuje citlivost struktury na rychlost ochlazování, proto se uplatňuje u odlitků s nestejně tlustými stěnami. Molybden je středně karbidotvorný prvek a má velmi mírný vliv na tvorbu zákalky. Při obsahu nad 0,5% Mo je možné očekávat vylučování karbidů na hranicích zrn, které podporují prvky Cr, Mn a V.

N (lat. Nitrogenium)

Dusík se nejčastěji do taveniny přidává v molekulární formě, a to jako nosný plyn při injekci různých přísad. Je v tavenině rozpustný pouze v atomární formě, a to v množství 0,008 až 0,009%, tyto hodnoty však nemají na strukturu žádný účinek. Dusík působí perlitotvorně do obsahu 0,02%. Zjemňuje grafit a ovlivňuje příznivě mechanické vlastnosti. Při vyšším obsahu podporuje vznik nitridů a je příčinou vzniku bodlin v odlitcích.

Nd (lat. Neodymium)

Neodym je silně karbidotvorný prvek a při obsahu do 0,1% umožňuje získat strukturu s vermikulárním grafitem a karbidy.

Ni (lat. Niccolum)

Nikl se do tvárné litiny přidává v množství 0,5-36%. K zajištění tvrdosti a k zabránění perlitické transformace v rozmezí 0,5-4%, pro stabilizaci austenitu v rozmezí 18-36% a k vzniku feritické tvárné litiny s vyhovující pevností a nízkým obsahem křemíku v rozmezí 1 – 2%. Přidává se do litiny ve formě předslitin Mg-Ni, nebo Mg-Ni-Si. Je grafitizačním prvkem, redukuje rozpustnost uhlíku v tavenině a snižuje množství eutektického uhlíku. Nikl zvyšuje stabilní eutektickou teplotu austenit-grafit a snižuje metastabilní eutektickou teplotu austenit-karbid železa, a tak redukuje sklon k zákalkám a vylučování karbidů. Zároveň snižuje také metastabilní eutektoidní teplotu, čímž dochází k rozšíření pásma teplot vzniku perlitu.

Nikl tedy působí zároveň jako perlitotvorný prvek. Při nižším obsahu zvyšuje tvrdost feritické fáze a mez tažnosti.

O (lat. Oxygenium)

Kyslík je nezbytný pro tvorbu oxidických zárodků. Jeho obsah a sklon ke grafitizaci je závislý na způsobu tavení. V kyselé vyzdéné kuplovně je jeho obsah v litině kolem 0,0135% (135 ppm) a při tavně v zásaditě vyzdéné kuplovně pouze 0,009% (90 ppm). Zvýšený obsah kyslíku v litině ovlivňuje poměr teplota likvidu/ekvivalent uhlíku, který pak musí být regulován. Kyslík je kvalifikován jako rušivý prvek, podporující vylučování vermikulárního (červíkovitého) grafitu ve struktuře.

P (lat. Phosphorus)

Fosfor podporuje grafitizaci. Do obsahu 0,1% nemá fosfor na strukturu tvárné litiny pozorovatelný vliv. Při obsahu cca 0,15% P se objevují drobné ostrůvky fosfidů které se vzrůstajícím obsahem fosforu rostou. Do litiny s lupínkovým grafitem se přidává kolem 0,5%. Mírně zvyšuje pevnost, tvrdost, zabíhavost a otěruvzdornost. Při vyšším obsahu však pevnost snižuje. Během tuhnutí výrazně segreguje do zbylé taveniny a na hranicích zrn tvoří křehké fosfidické síťoví, což způsobuje výrazné snížení dynamických vlastností litiny. Tvorbu eutektika podporují i Mo, Cr, W a V, proto se snažíme udržovat obsah fosforu co nejnižší. Fosfidické eutektikum je tvrdé a křehké a výrazně snižuje houževnatost a zhoršuje obrobitelnost, jeho výskyt můžeme pozorovat už při obsahu fosforu nad 0,6 %. Fosfor stabilizuje a zjemňuje perlit.

Pb (lat. Plumbum)

Olovo je jedním z neškodlivějších prvků. Způsobuje v množství setin procenta degradaci lupínkového a v množství tisícín procenta kuličkového grafitu. Již nepatrné množství 0,002% Pb v základní litině paralyzuje sferoidizační efekt hořčíku a způsobí vznik lupínkového grafitu. Monitorování obsahu olova je velmi obtížné, neboť jeho velmi nízký obsah může přejít do litiny již ve vsázce.

Pr (lat. Praseodymium)

Praseodym se v množství 0,030 až 0,050% přidává k získání vermikulárního grafitu.

S (lat. Sulfur)

Síra je nežádoucím prvkem, který zabraňuje grafitizaci a způsobuje křehkost. Má sklon k segregaci do intercelulárních oblastí. Podílí se na vzniku grafitizačních zárodků, při obsahu okolo 0,008% se grafitizace zhoršuje.

Sb (lat. Stibium)

Antimon má tendenci segregovat do tepelných uzlů tlustostěnných odlitků a vytvářet intercelulární oblasti se síťovým lupínkovým grafitem. Destrukční účinek antimonu může být eliminován přísadou ceru. Stopové množství antimonu podporuje růst počtu zrn ve struktuře. Již malé množství, cca 0,002%, podporuje tvorbu perlitu ve struktuře.

Si (lat. Silicium)

Křemík je jednou z nejdůležitějších přísad v litině. Výrazně podporuje grafitizaci, protože podporuje vznik feritu při eutektoidní přeměně a potlačuje vznik perlitu. Na tvar grafitu nemá, až do obsahu cca 4,00 %, prakticky žádný vliv. Při nízkém obsahu se silně zvyšuje sklon k zákalce. Jinak dochází ke snížení koncentrace uhlíku a zmenšení oblasti stability austenitu. Křemík způsobuje vznik třífázového pásma v oblasti eutektoidní transformace ferit – austenit – grafit. Zvyšující se obsah křemíku zvyšuje teploty eutektoidní transformace $A_{1,1}$, $A_{1,2}$.

Křemík zvyšuje tvrdost feritu, snižuje jeho tažnost a houževnatost. Zvyšuje tranzitní teplotu, a tím podporuje vliv křehkých lomů.

Sn (lat. Stannum)

Cín je silně perlitotvorný. Zvyšuje pevnost a tvrdost litiny. Přidává se do litiny k získání čistě perlitické struktury bez feritických dvorců kolem grafitových zrn. Až do obsahu 0,15% nepodporuje vznik karbidů. Cín se akumuluje na povrchu grafitových zrn a brání difuzi uhlíku do okolí. Tím potlačuje tvorbu feritu a tato bariéra difuze má také za následek „dokonaleji kulovitý“ tvar grafitu. U feritické tvárné litiny se obsah cínu pohybuje do 0,01%, v závislosti na počtu grafitových zrn. U perlitické je třeba přísada 0,03 až 0,08% cínu. Přebytek cínu vede k jeho segregaci do intercelulárních oblastí, kde se tvoří jemný, těžko pozorovatelný film karbidů, které mají nepříznivý vliv na vlastnosti tvárné litiny.

Ti (lat. Titanium)

Titan tvoří s uhlíkem a dusíkem karbidy. Jeho účinky se projevují v závislosti na tloušťce stěn odlitků. U tenkostěnných odlitků se může tolerovat až do obsahu 0,07%. Při obsahu 0,02% u tlustostěnných odlitků může mít na tvar grafitu destrukční účinek. Všeobecně se doporučuje, aby jeho obsah v tvárných litinách nepřekročil 0,035%. Titan paralyzuje účinek hořčíku na růst zrnitého grafitu a způsobuje tím vylučování vermikulárního – červíkovitého grafitu.

Te (lat. Tellurium)

Telur silně stabilizuje karbidy, tvoří perlitickou strukturu, brání vzniku hrubého grafitu a omezuje výskyt bodlin. Váže se s hořčíkem tvoříce telluridy (sulfidy, selenidy), čímž snižuje potřebné množství hořčíku ke tvorbě dokonalého zrnitého grafitu. Obsah telluru způsobuje pokles tvrdosti a pevnosti.

V (lat. Vanadium)

Vanad je silně karbidotvorný a středně silně perlitotvorný prvek. Zvyšuje ořezuvzdornost. Leguje se maximálně do 0,2%, protože při vyšším obsahu vytváří masivní karbidy.

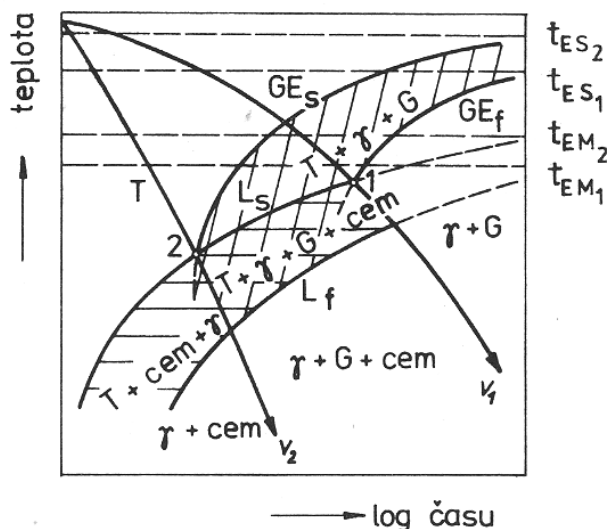
Y (lat. Yttrium)

Yttrium v množství 0,12 až 0,20% v litině způsobí strukturu se zrnitým grafitem, ale jeho vysoká cena neumožňuje ekonomickou výrobu.

2.5 Fázové přeměny a chemická heterogenita

Výslednou strukturu po ztuhnutí ovlivňuje nejen chemické složení, značný vliv na ni má také rychlost chlazení taveniny. Tento vliv chlazení na krystalizaci litiny je patrný z kinetického diagramu anizotropické krystalizace litin soustavy Fe-C-Si o eutektickém složení (obr.6).

Bude-li tedy tavenina ochlazována pomalou rychlostí $v < v_1$ dojde ke vzniku grafitového eutektika a tvoří se litina s lupínkovým nebo kuličkovým grafitem. Při vysokých rychlostech ochlazování $v > v_2$ dochází ke vzniku metastabilního eutektika a vzniká litina bílá. V oblasti ochlazovacích rychlostí mezi v_1 a v_2 se z taveniny tvoří grafitové eutektikum a po dosažení teploty L_S začne krystalizovat ledeburit. Zde je výsledkem litina maková [4].



Obr. 6 Diagram anizotermické krystalizace eutektické litiny Fe-C-Si [4]

$T_{ES1} - T_{ES2}$ teplotní interval tvorby stabilního eutektika; $T_{EM1} - T_{EM2}$ teplotní interval tvorby metastabilního eutektika; GE_s, GE_f začátek a konec vzniku grafitického eutektika; L_s, L_f začátek a konec vzniku metastabilního eutektika tj. ledeburitu.

2.5.1 Segregace

Při krystalizaci slitin dochází v důsledku rozdílné rozpustnosti přísady v tuhé a tekuté fázi k segregaci. Poměr koncentrací přísady ve vznikajících krystalech a v tavenině se označuje jako rozdělovací poměr nebo také distribuční koeficient [17].

$$k_o = \frac{c_s(j)}{c_L(j)}, \quad (1)$$

kde C_S je složení koncentrační komponenty při vylučování posledních krystalů, fáze tuhá (S), C_L - složení koncentrační komponenty při vylučování prvních krystalů, fáze kapalná (L).

Je-li $k_o < 1$, segregace je tzv. pozitivní a v okamžiku, že $k_o > 1$, nazýváme segregaci negativní. Čím více nehodnota k_o blíží jedné, tím menší je efekt rozdělení. Vzájemná rozpustnost prvků v tekuté a v tuhé fázi je patrná z rovnovážných diagramů slitin. Výřez rovnovážného diagramu typický pro slitiny železa je uveden na obr. 7. Polohy křivek solidu a likvidu jsou pro každou příměs v základní látce charakteristické. Při dendritické krystalizaci však nejsou splněny rovnovážné podmínky, a je tedy třeba zavést pojem efektivního rozdělovacího koeficientu, který závisí na rychlosti tuhnutí a koncentraci příměsi v tavenině.

$$k_{ef} = \frac{k_o}{k_o + (1 - k_o) \exp(-v\delta/D)} \quad (2)$$

kde v je rychlost tuhnutí [cm/s], δ je tloušťka difuzní vrstvy před mezifázovým rozhraním [cm] a D je difusní koeficient příměsi v tavenině [cm²/s]. Tloušťka difuzní vrstvy závisí na rychlosti tuhnutí a jejich vztah je popsán [21]:

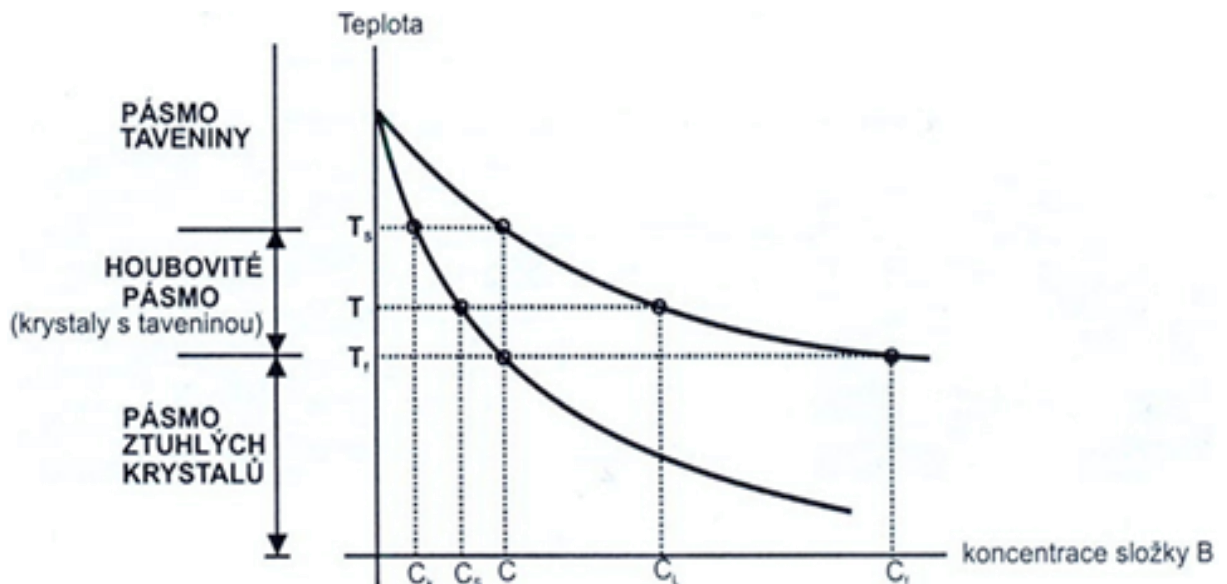
$$\delta = \frac{D}{v} \frac{1 - k(C_L/C_S)}{(1 - k)} \quad (3)$$

Tloušťka difuzní vrstvy je tedy nepřímo úměrná rychlosti tuhnutí.

Při rychlém tuhnutí taveniny, kdy se koncentrační rozdíly nestihnou vyrovnat, dochází v odlitku k segregaci, jejímž důsledkem je heterogenita matrice.

- **Dendritická segregace** se týká jednotlivých krystalů, vede ke vzniku strukturní heterogenity a podílí se na vzniku makroheterogenit jako jsou např. vycezeniny, řádkovitost struktury, vměstky aj. Při tuhnutí se složení slitiny pohybuje po křivce solidu a složení taveniny se mění podle křivky likvidu. Protože rychlost difúze není tak velká, aby došlo k úplnému vyrovnání, ve struktuře zůstávají zachována místa s různým chemickým složením. Samotná segregace vede k poklesu tvárnosti a houževnatosti.
- **Pásmová (zonální) segregace**, která postihuje větší oblasti (například u stěn formy).
- **Mikrosegregace** je děj, při kterém dochází k pohybu prvků v rámci jednoho zrna a jejich následnému usazení na povrchu zrna nebo vadě, kde tvoří mikrovrstvy.

Chemická mikronehomogenita matrice, která se vytváří v průběhu primární a eutektické krystalizace, má zásadní vliv na strukturu a vlastnosti odlitků.



Obr. 7 Schematické znázornění části binárního diagramu slitiny eutektického typu [17].

Ve strukturních nehomogenitách jako jsou hranice zrn, mezifázová rozhraní, shluky dislokací a vakance, mají rozpuštěné atomy nižší hodnoty volné entalpie, a jsou tedy místy vhodnými pro segregaci. Segregaci dále dělíme na rovnovážnou a nerovnovážnou. Rovnovážná segregace je důsledkem existence nehomogenit v matrici, které jsou potenciálními místy pro rozpuštěné atomy díky nižší úrovni Gibbsovy energie. Za tato místa můžeme považovat volný povrch, hranice zrn, precipitáty, vrstevné chyby, shluky vakancí a dislokací. Segregace je nepřímo úměrná rozpustnosti a přímo úměrná teplotě. Nerovnovážná segregace vzniká ve stejných místech jako rovnovážná, ale její úroveň závisí na kinetice děje. Může zcela zmizet nebo přejít v segregaci rovnovážnou. Za nejvíce povrchově aktivní prvky považujeme P, S, Sn, a As.

Segregující prvky na hranicích zrn snižují povrchovou energii, kohezivní pevnost a mohou způsobit až popouštěcí křehkost nebo radiační zkřehnutí, což může vést k interkrystalickému lomu a degradaci materiálu [9, 22].

2.6 Mechanické vlastnosti a použití litin

Vlastnosti litin jsou nejvýznamněji ovlivněny následujícími faktory:

- tvar grafitu;
- velikost grafitu;
- množství grafitu;
- matrice (perlit, ferit);
- přítomnost fosfidického eutektika – steatitu.

U litiny s kuličkovým grafitem se v technické praxi po odlití většinou vyskytuje základní kovová hmota feriticko - perlitická nebo perlitická. U všech typů litin se vyskytuje grafit vyloučený ve formě drobných lupínků nebo kuliček. Může být jemnozrný nebo ve formě hrubých částic, které však, zejména pokud se jedná o lupínkový grafit, významně snižují mechanické vlastnosti litiny. Dispersivita grafitu se hodnotí metalograficky. Velikost lupínků se hodnotí její délkou, dispersivita kuličkového grafitu podle počtu kuliček na mm² plochy výbrusu.

Při perlitické přeměně je vedoucí fází cementit, vedle něhož pak vznikají lamely feritu. Perlit vzniká ze zrna austenitu. Většinou vzniká několik zrn naráz s rozdílnou orientací lamel, proto můžeme morfologii perlitu rozdělit na lamelární nebo globulární, která vzniká sbalením lamel perlitu při sferodizačním žihání, nebo velmi pomalém ochlazení. Litiny s globulárním perlitem mají lepší obrobiteľnost, větší modul pružnosti, vyšší tažnost a nárazovou práci, a při srovnání s feritem má perlit vyšší pevnost a tvrdost, horší plastické vlastnosti, horší obrobiteľnost, vyšší odolnost proti opotřebením.

2.6.1 Mechanické vlastnosti litin

Mechanické vlastnosti u litin jsou závislé především na obsahu perlitu ve struktuře, hrubozrnnosti struktury a na dispersivitě perlitu. Při zvýšení počtu eutektických buněk se zvyšuje homogenita struktury, zvyšuje se pevnost, tvrdost a dynamické vlastnosti litin. Obecně nejlepší mechanické vlastnosti má litina s hustým, jemnozrným perlitem.

Obsah perlitu závisí na rychlosti ochlazení při perlitické transformaci. Čím je rychlost ochlazení větší, tím je větší i podíl perlitu a hustší jeho struktura. Legování tyto tendence dále podporuje.

Legování se používá pro dosažení požadované struktury. Chceme-li u litiny s kuličkovým grafitem vyšší pevnost, je nutné dosáhnout čistě perlitické nebo jehlicovité struktury (za jehlicovitou strukturu se považuje struktura bainitická, sorbitická nebo martenzitická). Bainitická litina – struktura bainitu v této litině má být tvořena jehlicovitým feritem a stabilizovaným austenitem. Perlit, bainitické karbidy a martenzit jsou nežádoucí. Principem výroby bainitické litiny je takový způsob ochlazení z oblasti austenitu, při němž se neprotne perlitický nos v diagramu ARA. Toho lze dosáhnout tepelným zpracováním z teplot nad 830 – 900°C. Izotermické kalení provádíme většinou v solných lázních.

2.6.2 Použití litin

Podle použití je možné rozdělit litiny s kuličkovým grafitem do tří následujících skupin.

- litiny pro běžné použití;
- litiny pro běžné použití pro práci za nízkých teplot;

- litiny s nejvyšší pevností.

Litiny pro běžné použití pracují i při nízkých teplotách. Jsou vhodné na odlitky dynamicky namáhané, u kterých se požaduje záruka mechanických vlastností a hlavně vysoké plastické hodnoty i při nízkých teplotách (např. – 50°C).

Litiny pro běžné použití pro práci za nízkých teplot jsou vhodné na odlitky dynamicky namáhané, v automobilovém a strojařském průmyslu, jako jsou vačkové, klikové hřídele, dále součástky na převodové skříně, motorové vložky a ozubená kola.

Litiny s nejvyšší pevností jsou většinou velmi mechanicky a dynamicky namáhané. Použití nalézají zejména v automobilovém a strojním průmyslu.

Litina s kuličkovým grafitem bývá většinou eutektická případně i nadeutektická. Její charakteristické chemické složení se nachází v obvykle v intervalech:

- uhlík (3,2 – 4,0)%;
- křemík (1,5 – 4,0)%;
- mangan (0,4 – 0,8)%;
- fosfor (max. 0,1)%;
- síra (max. 0,05)%;
- hořčík (0,05 – 0,1)%.

V normách ČSN jsou uvedeny třídy litin s kuličkovým grafitem označené 42 2303, 42 2304, 42 2305, 42 2306 a 42 2307, které se vyznačují pevností v tahu 370, 420, 500, 600 a 700 MPa, a tvrdostí podle Brinella v celkovém rozmezí 140 až 300 HB. Perlitická litina se, ve srovnání s feritickou, vyznačuje vyšší pevností v tahu (500 až 650 MPa), menší tažností (3 až 5 %) a tvrdostí 230 až 280 HB.

2.7 Transformační diagramy litin

Jde o kinetické diagramy, které nám ukazují počátek a konec tvorby daných fází vzniklých rozpadem austenitu a podíly produktů určité přeměny. Tyto diagramy jsou konstruovány jako časové závislosti teplotních dějů. Tvar i polohu kinetických křivek v diagramu výrazně mění obsah uhlíku i legujících prvků. Podmínky ochlazování mohou být buďto izotermické (diagram IRA – obr. 8), nebo anizotermické (diagram ARA – obr.9).

Izotermické podmínky ochlazování

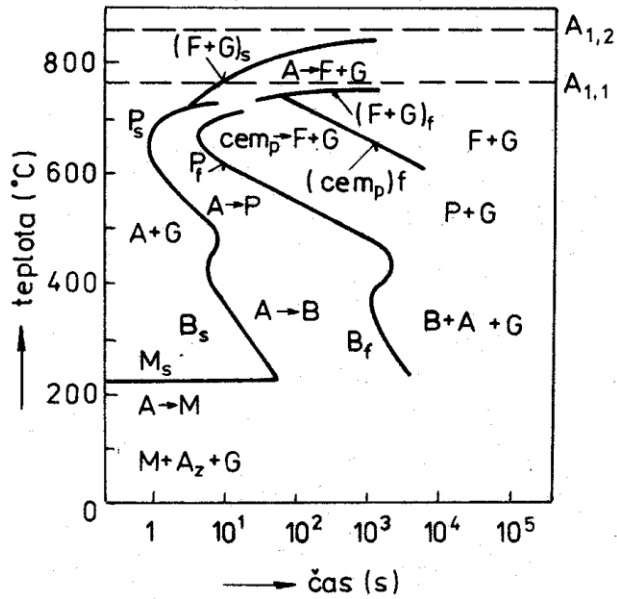
Jak je patrné již z názvu, jedná se o popis přeměny austenitu (po provedené austenitizaci) na výsledné struktury probíhající za konstantních teplot.

Jak je patrné z obr. 8, vzniká pod teplotou $A_{1,2}$ v oblasti mezi křivkami $(F+G)_s$ až $(F+G)_f$ grafitický eutektoid (dále jen Ge). V intervalu $A_{1,2}$ až $A_{1,1}$ přibývá feritu na úkor austenitu a po dosažení $A_{1,1}$ se austenit po dostatečně dlouhé době rozpadne na směs (F a Ge).

Překročením křivky P_s dochází ke tvorbě perlitu. Mezi P_s a P_f je tedy pouze perlit, avšak s prodloužením prodlevy dochází ke grafitizaci, která končí na křivce $(cem_p)_f$ a matrice je feritická.

V diagramu IRA grafitických litin se vyskytují dvě minima inkubační doby (za teploty cca 650 až 400°C), která souvisí se zvýšeným obsahem Si v těchto slitinách. Křemík odděluje eutektoidní přeměnu od přeměny bainitické. Za teplot v okolí zvýšené stability austenitu

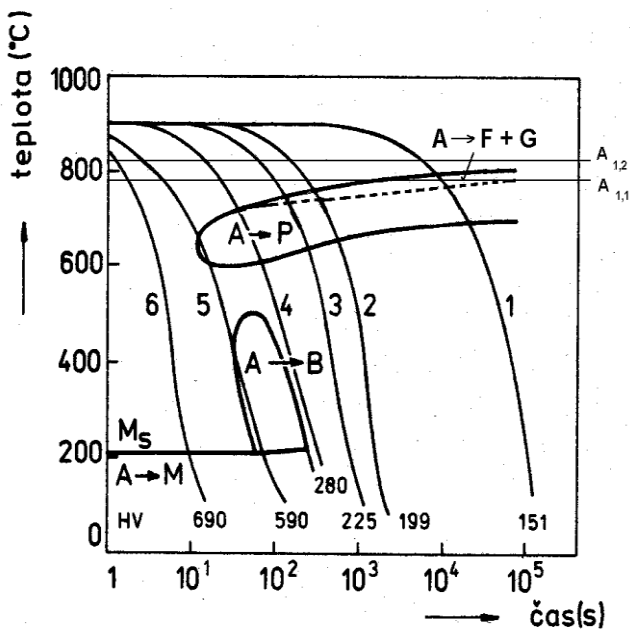
(okolo 450°C) se po ukončení izotermické přeměny vyskytuje ve struktuře směs bainitu a perlitu.



Obr. 8 Diagram IRA nelegované litiny s kuličovým grafitem [25].

Anizotermické podmínky ochlazování

Jak je patrné z následujícího obr. 9, při velmi malé rychlosti ochlazování dochází ke vzniku grafického eutektika a matrice je feritická (1). Jeli rychlost ochlazování vyšší (2, 3), zpočátku vzniká grafické eutektikum, které se následně mění na perlit ($F+Fe_3C$) a vzniklá matrice je feriticko – perlitická. Při rychlosti ochlazování totožné s křivkou (4) je už eutektoidní přeměna potlačena a dojde pouze ke vzniku perlitu. Křivka (5) popisuje vznik směsné struktury ($P+B+M+A_z$) a na křivce (6) jsou potlačeny veškeré difuzní přeměny a výsledná struktura je tvořena ($M+A_z$) [25].



Obr. 9 Diagram ARA nelegované litiny s kuličovým grafitem [25].

2.8 Magnetické vlastnosti litin

Magnetické vlastnosti, stejně jako mechanické, jsou závislé na chemickém složení a vzájemném poměru jednotlivých komponent.

Externí magnetické pole popisuje tzv. intenzita magnetického pole H [A/m]. Jestliže je magnetické pole generováno elektrickým proudem I [A], který prochází válcovou cívkou o délce L [m] a počtu závitů N , pak je intenzita magnetického pole dána vztahem:

$$H = \frac{N \times I}{L} \quad (4)$$

Jestliže magnetickému poli o intenzitě H vystavíme nějakou látku (litinu, kov), velikost magnetického pole uvnitř této látky popisuje tzv. magnetická indukce B [T], jejíž velikost je dána následující rovnicí:

$$B = \mu H \quad (5)$$

Kde veličina μ [H/m] je permeabilita, což je specifická vlastnost materiálu.

Jestliže je pevná látka vystavena magnetickému poli, vnitřní magnetické momenty v této látce se snaží podle tohoto pole nasměrovat. V látce vzniká tzv. magnetizace M [A/m], což je další veličina popisující chování pevných látek v magnetickém poli. Pro magnetizaci M platí:

$$M = \chi H \quad (6)$$

Magnetická susceptibilita χ je další materiálovou charakteristikou. Tato veličina je svázána s předchozími jednoduchým vztahem:

$$\mu_r = 1 + \chi \quad (7)$$

Příčinou makroskopického magnetického chování pevných látek jsou magnetické momenty jejich elektronů, které se skládají ze dvou momentových složek:

- orbitální magnetický moment, který vzniká v důsledku pohybu elektronu okolo jádra atomu;
- spinový magnetický moment (spin).

Celkový magnetický moment atomu je dán součtem magnetických momentů všech jeho elektronů. U každých dvou spárovaných elektronů se jejich magnetické momenty vzájemně ruší, proto látky se zaplněnými elektronovými slupkami nemohou být permanentně magnetovány [11].

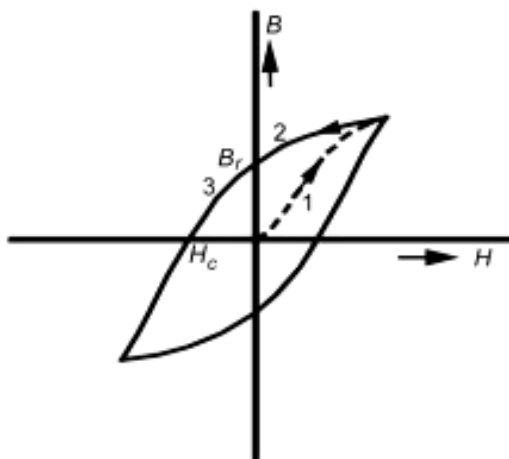
Podle magnetického chování pak rozeznáváme kovy:

- diamagnetické;
- paramagnetické;
- feromagnetické.

Pro většinu kovů je typické paramagnetické chování, při kterém je magnetická susceptibilita kladná a velmi nízká. V technické praxi jsou pak významné pouze materiály na bázi feromagnetických kovů – Fe, Co a Ni. Feromagnetické chování se projevuje silnou reakcí kovu na vnější magnetické pole. Tento kov je do magnetického pole vtahován. Magnetická susceptibilita feromagnetických materiálů je kladná a dosahuje vysokých hodnot. Příčinou

feromagnetického chování je paralelní uspořádání spinů nespárovaných elektronů v malých oblastech nevýznamných magnetické domény. Při vložení vnějšího magnetického pole vhodně orientované domény rostou na úkor ostatních a materiál se stává silně zmagnetovaným. Pro feromagnetické kovy je důležitá tzv. Curieho teplota, nad níž se feromagnetický materiál mění na paramagnetický.

Magnetické chování feromagnetických materiálů popisuje hysterezní smyčka (obr.10).



Obr. 10 Hysterezní smyčka feromagnetických materiálů umístěných ve vnějším magnetickém poli. [18]

Jestliže nezmagnetovaný materiál vložíme do magnetického pole, magnetická indukce postupně roste (křivka 1). Pokud následně vnější pole odstraníme, materiál stále zůstává zmagnetovaný (křivka 2) a toto zmagnetování popisuje tzv. zbytková (remanentní) indukce B_r . K tomu, abychom zmagnetovaný stav materiálu odstranili (křivka 3), musíme vložit pole opačné orientace o velikosti H_c (koercitivní síla).

Podle tvaru hysterezní smyčky dělíme feromagnetické materiály na:

- magneticky měkké (úzká hysterezní smyčka – snadno přemagnetovatelné);
- magneticky tvrdé (široká hysterezní smyčka – obtížně přemagnetovatelné).

Magneticky měkké materiály se využívají v zařízeních, jako jsou elektromagnety nebo transformátory, zatímco magneticky tvrdé materiály se používají na výrobu permanentních magnetů [18].

3 Experimentální část

3.1 Vzorkový materiál

Zkoušeným materiálem byla litina s kuličkovým grafitem legovaná odstupňovaným obsahem niklu. Nominální chemické složení jednotlivých taveb zkoumaných LKG je uvedeno v tabulce 1. Experimenty byly prováděny na těchto jednotlivých tavebách, a to pro vzorky v litém stavu, který je dále nazýván jako stav základní. Dále na vzorcích těchto taveb feritizačně žíhaných při teplotě 720°C po dobu 2 hodin s následným chlazením do vody (vzhledem k tomu, že feritizační žíhání bylo provedeno v pásmu teplot žíhání bez překrystalizace, bylo následné ochlazení možno provést pro zafixování stavu po žíhání do vody), a dále bylo provedeno na vzorcích těchto taveb homogenizačně žíhaných při teplotě 1100°C po dobu 2 hodin s následným chlazením do vody a pro vyhodnocení segregace jednotlivých prvků i na vzorcích těchto taveb žíhaných při teplotě 1100°C po dobu 5 hodin s následným chlazením do vody.

Tabulka 1 Chemické složení zkoumaných LKG

Označení tavy	Obsah prvků v hmot. %									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mg	Mo
K1	3,610	0,150	1,960	0,030	0,021	0,010	0,560	0,030	0,083	0,000
K2	3,540	0,150	2,400	0,040	0,020	0,010	0,940	0,030	0,044	0,000
K25	3,540	0,230	2,040	0,030	0,011	0,050	1,990	0,040	0,043	0,100
K3	3,520	0,140	2,470	0,040	0,017	0,010	2,710	0,030	0,049	0,000
K4	3,510	0,110	2,400	0,040	0,021	0,010	3,120	0,030	0,043	0,000

3.2 Principy experimentálních metod

3.2.1 Mikroskopie

Mezi nejčastěji používané metody studia struktury kovových materiálů patří světelná a elektronová mikroskopie. Tyto metody slouží zejména k získání poznatků o druhu a povaze mikrostruktury, tzn. o velikosti a tvaru zrn, rozložení jednotlivých druhů fází a strukturních součástí. Elektronová mikroskopie mimo sledování struktury umožňuje dále také zkoumání submikrostruktury, neboli počátečního stádia vzniku fází, hustoty a rozložení poruch krystalové mřížky. Obě metody se využívají rovněž k posouzení vzhledu lomových ploch vzorků nebo výrobků (fraktografie). V tabulce 2 je zpracováno porovnání světelné a elektronové mikroskopie ve vztahu k možnostem jejich praktického využití v závislosti na limitních možnostech rozlišení.

Tabulka 2 Rozdělení nejběžnějších metod mikroskopie

Typ mikroskopu	Světelný (optický)	Rastrovací elektronový
Mezní zvětšení	$1,5 \times 10^3$	1×10^5
Oblast zájmu studia	<ul style="list-style-type: none">▪ Velikost zrn a částic▪ Morfologie fází▪ Anizotropie	<ul style="list-style-type: none">▪ Hranice zrna▪ Fázové rozhraní▪ Precipitáty

Přípravou vzorku pro sledování jeho struktury rozumíme úpravu před vlastní metalografickou analýzou. Výsledkem tohoto procesu je metalografický výbrus. Po volbě místa odběru vzorku (tak, aby byl vystihnut charakter zkoumané oblasti) byl vlastní odběr proveden pomocí řezačky LECO VC-50 za použití diamantového řezného kotouče (viz. obr. 11).



Obr. 11 Řezačka LECO VC - 50

Po očištění a osušení je vzorek třeba zalisovat do zalisovací hmoty, což zaručí stanovenou velikost i tvar vzorku pro držák přístroje v případě poloautomatické přípravy i pro vlastní uchopení při přípravě ruční. Zalisovací hmota navíc zachovává ostré hrany a povrchové vrstvy vzorku, díky preparaci je tedy zamezeno tzv. sražení hran při přípravě metalografického výbrusu.

Vzorek je zalisován po devítiminutovém ohřevu na teplotu 180°C, tlaku 20 kN a následném třímínutovém ochlazení do zelené (ISOFAST) a průhledné zalisovací hmoty (DENTACRYL). Příklad přístroje sloužící k zalisování vzorků Struers LaboPress-3 je znázorněn na obrázku 12.



Obr. 12 Struers LaboPress-3

Dalšími kroky jsou úprava broušením za použití brusných papírů (byly použity zrnitosti 280, 400, 600) s chlazením vodou, leštění diamantovými pastami (zrnitost 3 a 1 μ m) se smáčením petrolejem a vyvolání mikrostruktury leptáním (NITAL).

Světelná mikroskopie

Světelná mikroskopie (SM) je nejrozšířenější metodou i přes omezení, která plynou zejména z její nízké rozlišovací schopnosti (maximální rozlišení je dáno hodnotou 0,3 μ m) a malé hloubky ostrosti (při max. zvětšení cca 0,1 μ m). Poskytuje rychlé a spolehlivé informace o strukturních součástech a jejich morfologii.

Pro přehledovou fotodokumentaci byl použit světelný metalografický mikroskop NEOPHOT 32 (obr. 13) vybavený digitální kamerou.



Obr. 13 Mikroskop NEOPHOT 32

Vzorek při pozorování je položen na stolek, který svou konstrukcí umožňuje pohyb ve všech třech osách a zaručuje kolmost roviny pozorovaného výbrusu s optickou osou objektivu. Sledování struktury bylo prováděno v tzv. světlém poli, kdy pozorované plošky kolmé k optické ose, na nichž se světelné paprsky odrážejí zpět do objektivu, se jeví jako světlé, a nerovnosti reliéfu, které odrážejí světlo mimo objektiv, jsou tmavé.

Rastrovací elektronová mikroskopie

Tato metoda má vysokou rozlišovací schopnost (běžně 4 – 7 nm) a velkou hloubku ostrosti (cca 3000 \times lepší než u SM při zvětšeních srovnatelných se zvětšeními použitými při práci se SM, tj. 100 – 500 \times).

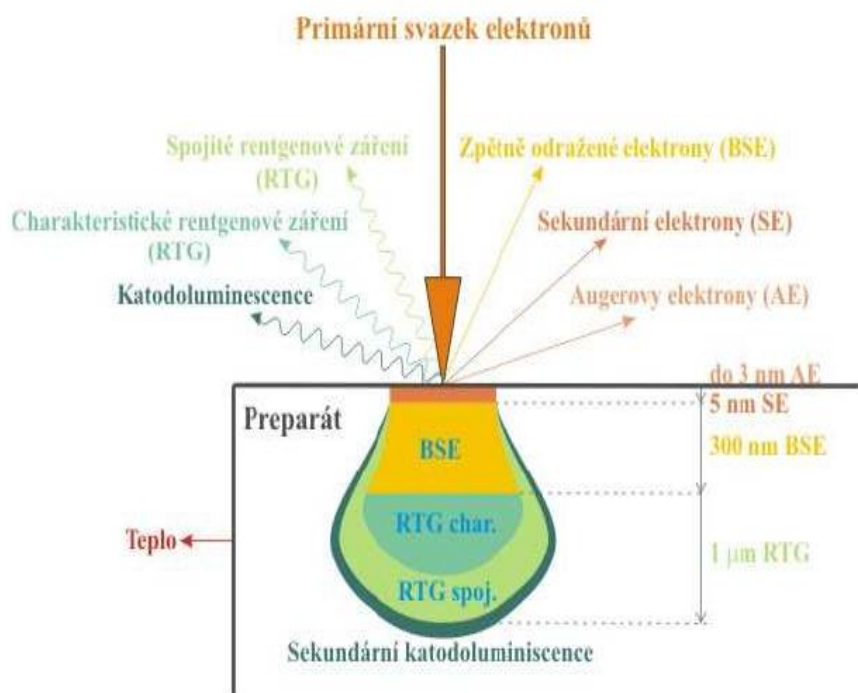
Detailní studium mikromorfologie bylo provedeno s využitím analytického rastrovacího elektronového mikroskopu (REM) Philips XL30 (viz obr. 14) vybaveného analyzátozem EDAX, při použitím zvětšení od 100 do 3.000 \times . K pozorování bylo použito zobrazení v sekundárních elektronech, které nesou kombinovanou informaci jak o morfologii, tak i chemickém složení sledovaného materiálu.

Principem rastrovací elektronové mikroskopie (REM) je emise elektronů, ke které dojde žhavením katody (wolframového vlákna). Tyto urychlené elektrony jsou díky vysokému napětí přitahovány anodou. Vlnová délka elektronového zařízení je závislá na urychlovacím napětí. Pomocí elektromagnetických čoček jsou elektrony fokusovány na povrch vzorku.

Zařízení obsahuje vychylovací cívky, umožňující svazku elektronů řádkovat po povrchu vzorku. Výsledný obraz tedy vzniká řádek po řádku. Celé zařízení musí být v hlubokém vakuu, aby nedocházelo k interakci elektronů s molekulami plynů, a tím k jejich pohlcování. Pro vytvoření obrazu struktury se využívají zpětně odražené i sekundární elektrony. Princip vzniku jednotlivých typů signálů po dopadu primárního svazku na vzorek je znázorněn na obr. 15. Primární zpětně odražené elektrony se uvolňují z podstatně většího objemu než sekundární elektrony vyražené z tenké povrchové vrstvy. Zpětně odražené elektrony tedy mají mnohem vyšší energii a pohybují se přímočaře. Elektrony jsou detekovány pomocí detektorů umístěných po straně vzorku, a jejich signál je následně převeden na obrazovku.



Obr. 14 REM Philips XL30



Obr.15 Interakce elektronu s pevnou látkou [19].

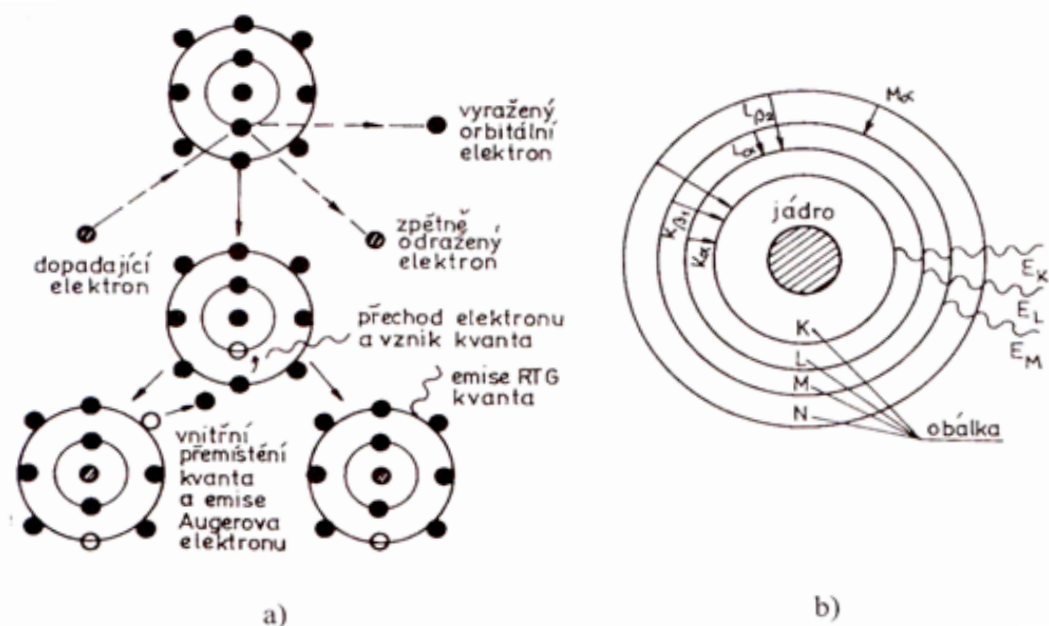
3.2.2 Chemická mikroanalýza

Pro zjištění lokálního chemického složení bylo použito principu energiově disperzní analýzy (dále jen EDS). Kvantitativní analýza byla provedena na *k*-sérii spektrálních čar. Výsledky hodnot naměřených EDS analýz byly korigovány a normalizovány (řešeno dopočtem do 100%).

Tato metoda spočívá ve využití analýzy energie charakteristického RTG záření. Vybuzené rentgenové spektrum je celé naráz snímáno detektorem (spektrum všech prvků z analyzované oblasti). Detektor třídí fotony s různou energií příslušející jednotlivým prvkům, které se pak mění na elektrický signál. Tento signál se po zesílení vyhodnocuje a monitoruje jako energiové spektrum.

Vybuzení a následná tvorba charakteristického záření po dopadu primárního elektronu je schematicky znázorněno na následujícím obr. 16 společně se znázorněním jednotlivých slupek elektronového obalu atomu.

Interakční objem, v němž dochází ke vzniku charakteristického RTG záření, je znázorněn na předešlém obr. 15, který komplexně popisuje prostorové rozdělení interakcí primárního svazku se vzorkem.



Obr. 16 Model atomu [2]

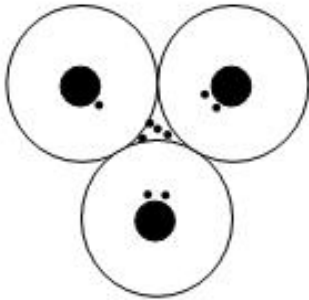
a) schéma procesu vybuzení elektronu vedoucího k tvorbě charakteristického záření nebo Augerových elektronů; b) schéma elektronových přechodů v atomu

Základní princip zpracování naměřených koncentrací sledovaných prvků vychází ze stanovení efektivního rozdělovacího koeficientu ze základního definičního vztahu (1), kdy se jednalo o diskretní bodové analýzy v okolí grafitické nodule a na rozhraní tří eutektických buněk. Vztah je upraven do tvaru:

$$k_{ef} = \frac{C_{stř}^G}{C_{stř}^{EB}} \quad (8)$$

Kde $C_{stř}^G$ je střední obsah sledovaného prvku v oblasti u grafitu, $C_{stř}^{EB}$ je jeho střední obsah na styku tří eutektických buněk. Princip měření koncentrací sledovaných prvků

znázorňuje obr. 17. Na každém vzorku (tj. různé tavby a tepelné zpracování) byla zvolena tři na sobě nezávislá místa, na kterých bylo uskutečněno měření koncentrací, stanoveny efektivní rozdělovací koeficienty a z nich vyčíslena střední hodnota a směrodatná odchylka.



Obr. 17 Uspořádání měření koncentrací sledovaných prvků [22].

3.2.3 Měření tvrdosti

Tvrdot je základní mechanickou vlastností kovového materiálu. Definicí tvrdosti materiálu se rozumí jeho odolnost proti vniknutí cizího tělesa (indentoru) za použití předepsané síly, přičemž se hodnotí velikost (případně hloubka) vzniklého vtisku, z níž se poté stanoví hodnota tvrdosti.

Existuje několik metod měření tvrdosti (Brinellova, Vickersova, Rockwellova), které se vzájemně liší typem indentoru a podmínkami měření.

U metody Vickerse je indentorem diamantový čtyřboký jehlan o vrcholovém úhlu 136° . Pro stanovení tvrdosti je nejprve nutné proměřit úhlopříčku vtisku a tvrdost označovaná jako HV se pak vypočte podle vzatu:

$$HV = (0,189 F)/u^2 \quad (9)$$

kde F [N] je zátěžová síla a u [mm] úhlopříčka vtisku. Pokud je přístroj pro měření tvrdosti automatizován, ulehčí nám práci s počítáním a rovnou naměřenou hodnotu převede.

Měření tvrdostí vzorků bylo prováděno pomocí plně automatizovaného tvrdoměru Zwick/Roel Indentec (obr. 18). Vzorky pro měření tvrdosti byly zbrúšené očištěné válečky uříznuté z dodaného materiálu.



Obr. 18 Tvrdoměr Zwick/Roel Indentec

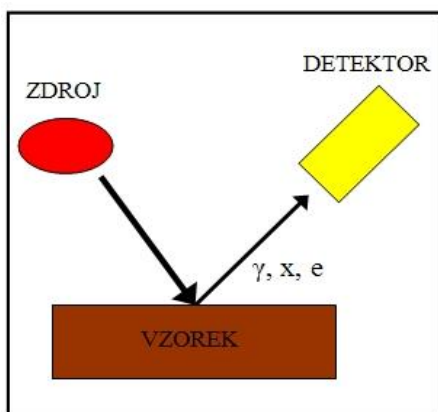


Obr. 20 RTG difraktometr X'Pert PRO

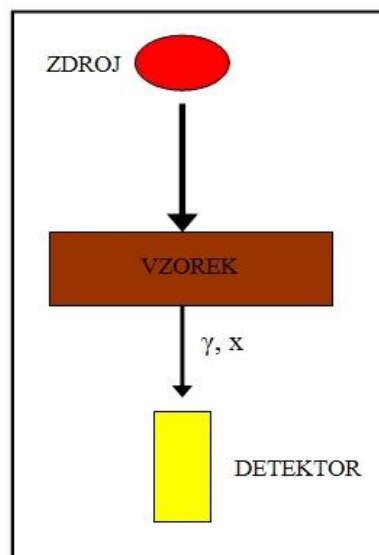
Pro měření rentgenové difrakce byly použity stejné vzorky jako pro měření tvrdosti, tj. zbrroušené očištěné vzorky válcového tvaru uříznuté z dodaného materiálu.

3.2.5 Mössbauerova spektroskopie

Mössbauerův jev a s ním i Mössbauerova spektroskopie patří do skupiny metod, zkoumajících vnitřní strukturu materiálů na atomové úrovni. U této metody existují dva typy uspořádání měřící aparatury. Jedná se o uspořádání na odraz a na průchod, jejich schematické znázornění je uvedeno na obr. 21 a 22.



Obr. 21 Uspořádání Mössbauerovy měřící soustavy na odraz.
 γ – γ záření; x – rentgenové záření;
 e – vyzářené elektrony,

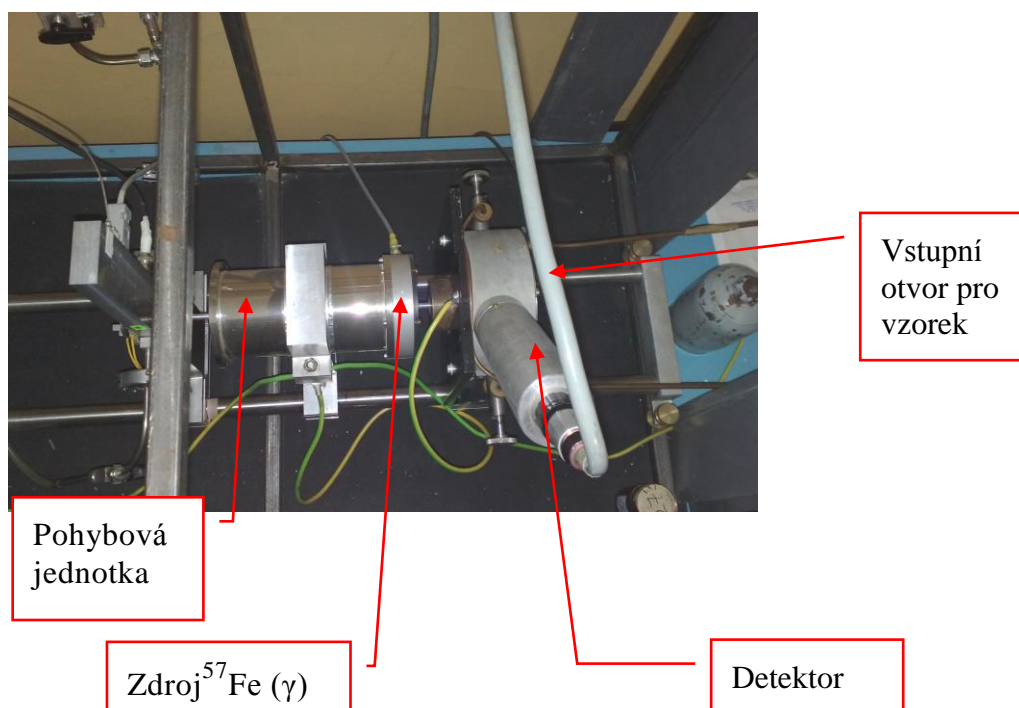


Obr. 22 Uspořádání Mössbauerovy měřící soustavy na průchod.

Z obrázků 21 a 22 je patrné, že pomocí uspořádání na průchod γ záření studovaným materiálem, je možné získat informace o struktuře v objemu vzorku. Při uspořádání na odraz dochází po dopadu γ záření na vzorek jednak k emisi γ záření (lze studovat vlastnosti povrchů do hloubky 30 μm), a jednak ke vzniku konverzních elektronů, které lze využít pro tzv. Mössbauerovu spektroskopii konverzních elektronů (pro studium povrchů do hloubky max. 300 nm).

Mössbauerova spektroskopie využívá skutečnosti, že podobně jako energetické hladiny elektronů jsou kvantovány i energetické stavy atomových jader. Základní a excitované stavy jader se liší svou energií. Energetické přechody mezi kvantovými stavy jader je možné vyvolat absorpcí elektromagnetického záření s vysokou energií, protože rozdíly energetických stavů jader jsou podstatně vyšší než rozdíly hladin elektronů. Používá se záření γ s energií v rozmezí od 10 do 100 eV.

Pro názornou představu o vnitřním uspořádání Mössbauerova spektroskopu je jeho měřicí část znázorněna na následujícím obrázku 23.



Obr. 23 Měřicí část Mössbauerova spektroskopu.

Mössbauerova spektroskopie se používá jako rezonanční spektroskopie (bezodrazová emise a rezonanční absorpce). Jako zdroj slouží radioaktivní zářič, který uvolňuje kvanta γ záření, která mohou být absorbována jádry stejného atomu ve vzorku (energetické rozdíly mezi základním a excitovaným stavem jsou stejné). Podmínkou rezonanční absorpce je vzájemný překryv emisní a absorpční čáry [16].

Nejčastěji používaným zdrojem pro zkoumání vzorků obsahujících Fe je isotop ^{57}Co , který po rozpadu emituje záření schopné vybudit jádro železa.

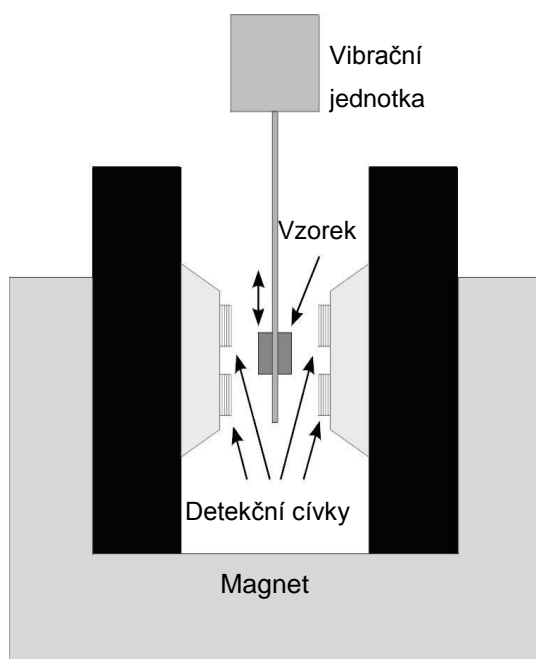
Po určité době dojde samovolně k přechodu tohoto jádra zpět do základního stavu a přitom k vyzáření γ kvant. Ta jsou pak zachycována detektorem a zpracovávána mnohakanálovým analyzátozem. Výsledkem je Mössbauerovo spektrum vyjadřující závislost četnosti vyzářených γ kvant na jejich energii. To podává informaci o stavu atomu železa v závislosti

na fázovém složení, elektronové a magnetické struktuře nejbližšího okolí. Spektrum je charakterizováno hyperjemnými parametry. [16]

3.2.6 Měření magnetických vlastností

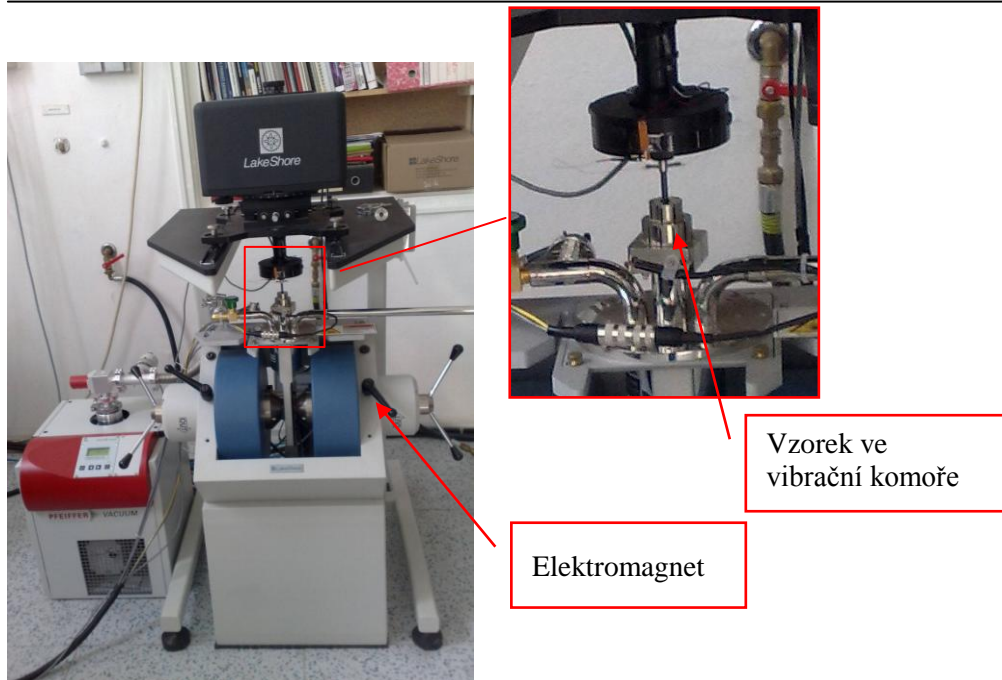
Základem k posouzení magnetických vlastností materiálu je hysterezní smyčka, kterou získáme pomocí vibračního magnetometru. Z hysterezní smyčky se určují magnetické veličiny, jako jsou koerzivní pole, remanentní magnetická polarizace, nasycení, atd. Z nich lze komplexně zhodnotit magnetické vlastnosti materiálů a jejich vhodnost pro různé účely použití.

Vibrační magnetometr, schématicky zobrazený na obr. 24, využívá silný elektromagnet k dosažení požadovaného magnetického pole, mechanismus umožňující kmitavý pohyb vzorku a detekční cívky, které měří změnu magnetického toku, vyvolanou pohybujícím se vzorkem. Výsledkem měření je závislost magnetického momentu m jako funkce pole H , tj. hysterezní smyčka.



Obr. 24 Schéma vibračního magnetometru.

Pro měření magnetismu byly z dodaného materiálu odřezány vzorky trojúhelníkového tvaru o velikosti stran maximálně 3mm. Očištěny a zváženy. Pro měření byl použit vibrační magnetometr LakeShore (obr. 25), který umožňuje měření hysterezních smyček v rozsahu intenzity magnetického pole $\pm 8 \cdot 10^5$ A/m, tj. $\pm 1 \cdot 10^4$ G.



Obr. 25 Použitý Magnetometr LakeShore

3.2.7 Měření specifického odporu

Měrný (specifický) odpor ρ je číselně roven odporu vodiče z daného materiálu, který má délku 1 m, průřez 1 mm^2 a je změřený při základní teplotě 20°C .

Ze vztahu pro odpor vodiče R vyjádříme měrný odpor ρ a určíme jeho jednotku $[\Omega\cdot\text{m}]$.

$$\rho = \frac{RS}{l}, \quad (11)$$

kde R je odpor vodiče, S je obsah kolmého průřezu a l je délka vodiče.

Měrný odpor lze také vyjádřit vztahem:

$$\rho = \frac{1}{\sigma}, \quad (12)$$

kde σ je konduktivita (měrná vodivost), která má převrácenou hodnotu měrného odporu.

Protože měrný odpor kovů se nemění s frekvencí, můžeme měření provést i se střídavým proudem. Nesmíme však volit příliš vysokou frekvenci, aby neuplatňovala vlastní indukčnost. V praxi se nejčastěji volí hodnota asi 10^3 Hz [13, 15].

Pro měření specifického odporu bylo použito univerzálního měřicího přístroje KEITHLEY 2000 (obr. 26) ; odpor byl měřen pomocí čtyřbodové metody.



Obr. 26 Multimetr KEITHLEY 2000

Pro měření čtyřbodovou metodou je nutné, aby byl daný materiál homogenní. Čtyři bodové kontakty jsou nabodovány k povrchu měřeného vzorku. Vzdálenost mezi kontakty je stejná. Dvěma krajními kontakty 1. a 4. se přivádí do vzorku proud I z vnějšího stejnosměrného zdroje proudu. Na vnitřních kontaktech 2 a 3 měříme rozdíl potenciálů. Vzorek připravený pro měření je dokumentován na obrázku 27.



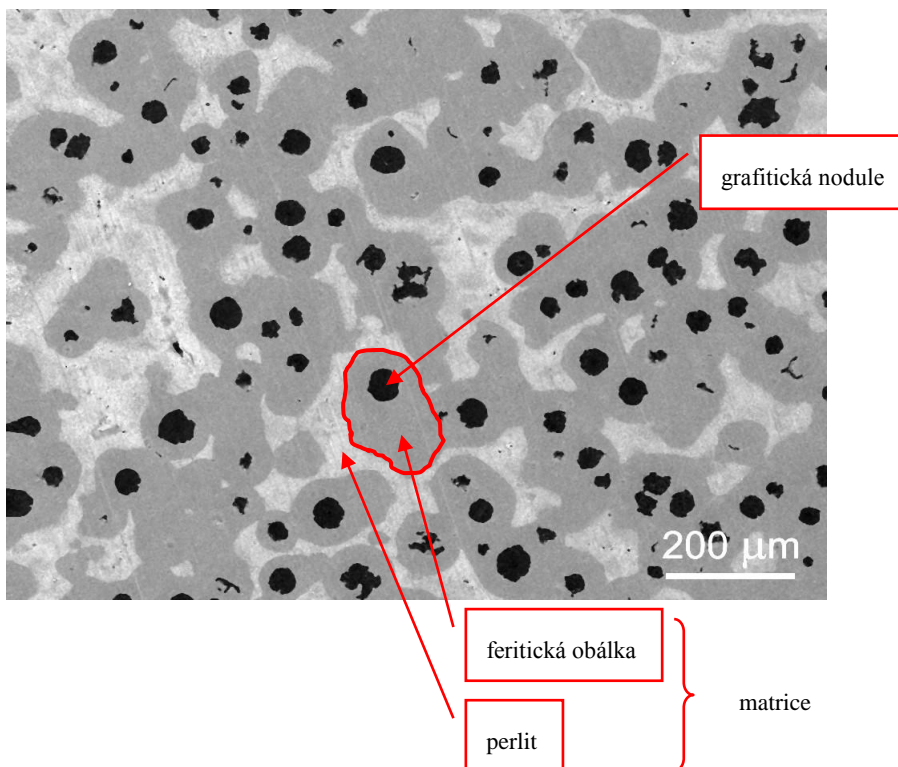
Obr. 27 Vzorek připravený pro měření odporu.

Při přípravě vzorků pro měření odporu bylo nutné, aby do odřezaných terčů kruhového průřezu o průměru 10 mm byly v ose vybroušeny otvory o průměru do 8 mm a následně byl vzorek zbroušen na tloušťku max. 0,1 mm. V jednom místě byl vzorek rozříznut a na každé dva konce byly přibodovány Ni drátky o tloušťce 0,15 mm. Na přibodované drátky byly navlečeny izolační bužírky.

3.3 Výsledky měření

3.3.1 Struktura

Základní popis jednotlivých strukturních součástí vzorků v základním stavu je proveden na následujícím obrázku 28.



Obr. 28 SEM – základní stav. Vzorek K1

Kompletní dokumentace struktur sledovaných materiálů je obsažena v obrazové části přílohy a to jak pro základní stav (P1 – P7), tak pro stavy po feritizačním a homogenizačním žíhání v jednotlivých sledovaných režimech.

Stav po feritizačním žíhání 720°C/2hod./voda je dokumentován pomocí světelné mikroskopie (P8 – P11).

Stejně jako materiál v základním stavu, i vzorky po homogenizaci 1100°C/2 resp.5hod./voda, byly dokumentovány pomocí rastrovací elektronové mikroskopie a jsou obsaženy v příloze pod označením P12 – P21.

3.3.2 Segregace

EDS bodová analýza byla prováděna za účelem optimalizace doby výdrže na homogenizační teplotě, tj. na vzorcích základního stavu, a stavu po homogenizaci na 1100°C s výdrží 2 a 5 hodin s následným ochlazením do vody. Na jednotlivých vzorcích a měřených místech (uspořádání viz obr. 17) byly pomocí metody EDS bodových analýz identifikovány následující prvky: hořčík, křemík, chrom, mangan, nikl, měď, a v případě vzorků K25 i molybden. Výsledky provedených EDS bodových analýz a jejich zpracování spolu s dokumentací analyzovaného místa je uvedeno v přílohách 7.2.

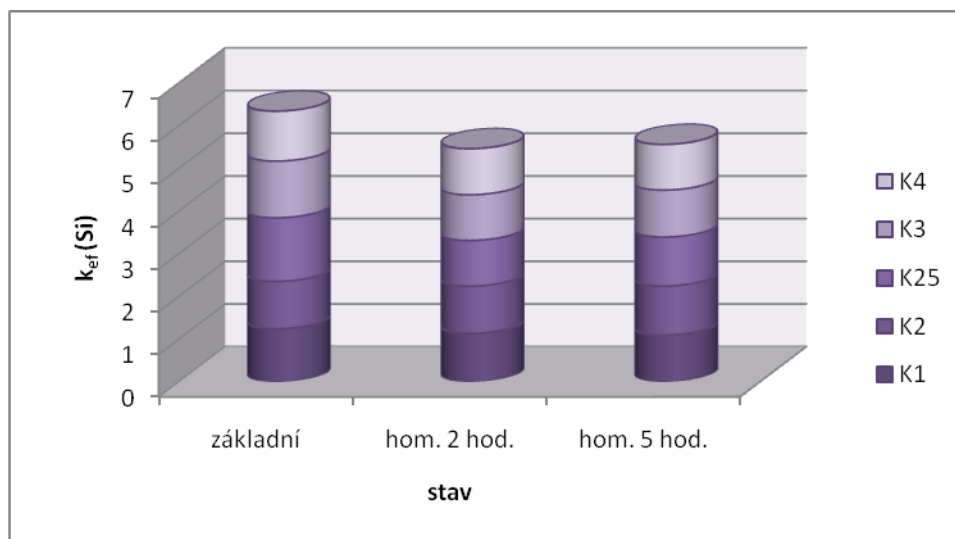
Hodnoty průměrných efektivních rozdělovacích koeficientů spolu se směrodatnými odchylkami, získané z naměřených EDS analýz a vypočtené podle definičního vztahu (8), jsou uvedeny v tabulce 3.

Tabulka 3 Vypočtené hodnoty průměrných efektivních rozdělovacích koeficientů.

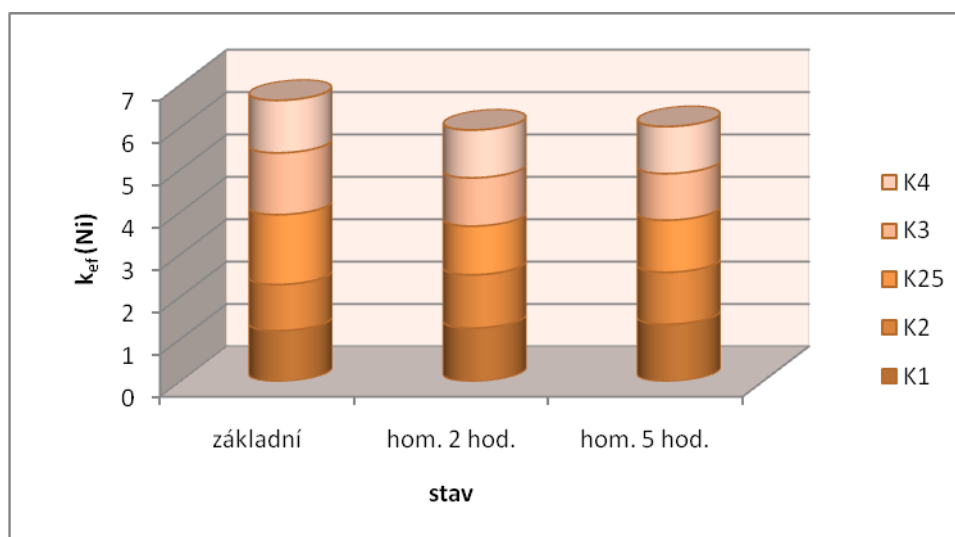
Tavba	$k_{ef} (Si)$			$k_{ef} (Ni)$		
	směrodatná odchylka			směrodatná odchylka		
	stav			stav		
	základní	homog. 2 h.	homog. 5 h	základní	homog. 2 h.	homog. 5 h
K1	1,24	1,13	1,09	1,20	1,26	1,35
	0,15	0,04	0,05	0,32	0,03	0,18
K2	1,11	1,11	1,15	1,09	1,26	1,23
	0,20	0,05	0,03	0,20	0,07	0,06
K25	1,49	1,07	1,15	1,65	1,15	1,23
	0,19	0,02	0,07	0,23	0,04	0,03
K3	1,33	1,07	1,10	1,46	1,14	1,10
	0,18	0,01	0,05	0,20	0,02	0,02
K4	1,17	1,08	1,07	1,24	1,13	1,11
	0,15	0,02	0,02	0,18	0,05	0,05

Tyto hodnoty byly použity pro určení závislosti efektivních rozdělovacích koeficientů pro každý jednotlivý vzorek. Výsledné rozdělovací koeficienty můžeme porovnávat v zásadě

dvojím způsobem. První metoda porovnání má směřovat ke stanovení optimální doby výdrže na homogenizační teplotě a je založena na prostém porovnání součtů hodnot rozdělovacích koeficientů v jednotlivých sledovaných stavech, jimž odpovídají sloupce v následujících diagramech (obr. 29 a 30).

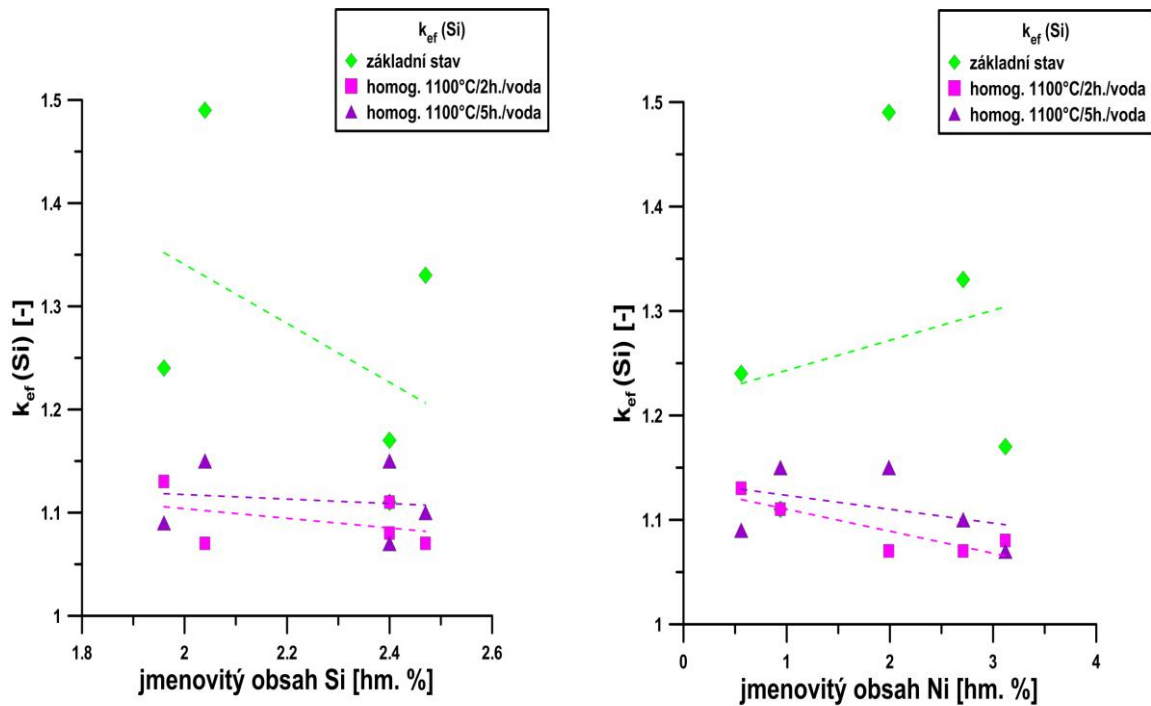


Obr. 29 Porovnání součtů efektivních rozdělovacích koeficientů křemíku v jednotlivých sledovaných stavech.

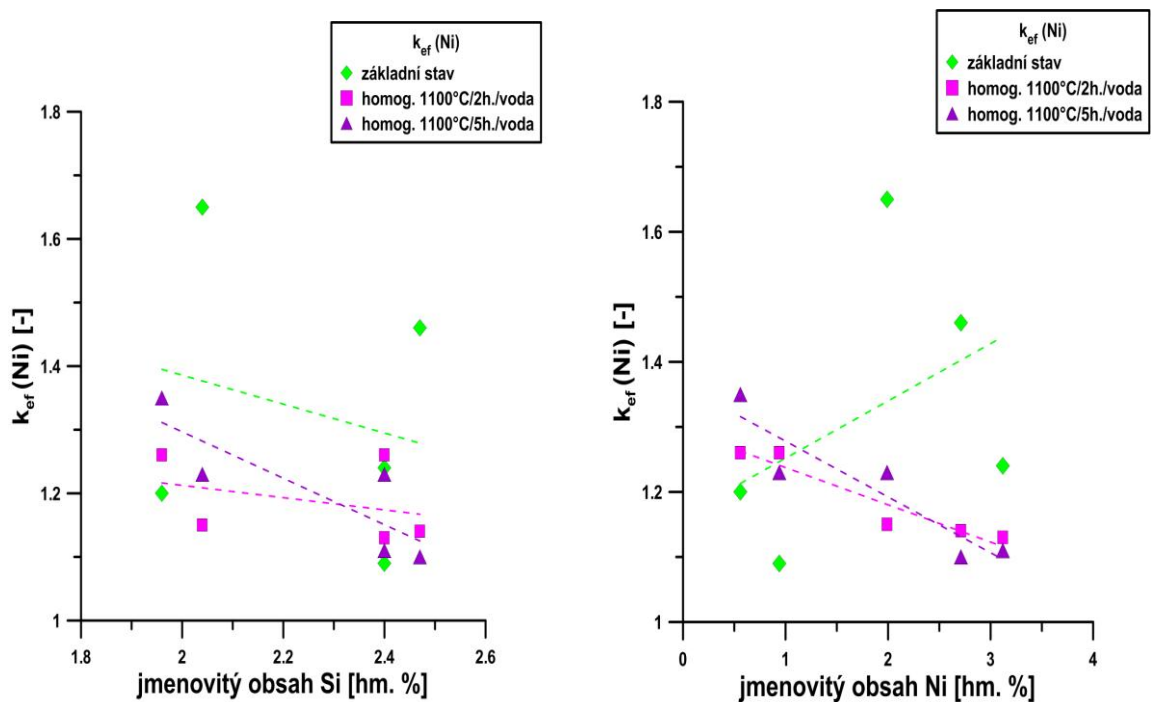


Obr. 30 Porovnání součtů efektivních rozdělovacích koeficientů niklu v jednotlivých sledovaných stavech.

Oproti tomu druhá metoda stanovuje závislost efektivních rozdělovacích koeficientů obou sledovaných prvků ve všech stavech na jmenovitém obsahu sledovaných prvků v jednotlivých tavebách. Tyto závislosti jsou pro křemík uvedeny na obr. 31 a pro nikl na obr. 32. Vypočtené hodnoty průměrných efektivních rozdělovacích koeficientů sledovaných prvků u jednotlivých taveb byly pro znázornění tendence růstu/poklesu proloženy přímkovými závislostmi, které mají navíc ze všech základních závislostí nejvyšší koeficient determinace.



Obr. 31 Závislost efektivních rozdělovacích koeficientů pro křemík ve sledovaných stavech na jednotlivém obsahu obou sledovaných prvků.



Obr. 32 Závislost efektivních rozdělovacích koeficientů pro nikl ve sledovaných stavech na jednotlivém obsahu obou sledovaných prvků.

3.3.3 Tvrdost

Tvrdost byla stanovována na vzorcích v základním stavu, a dále na vzorcích feritizačně žíhaných při teplotě 720°C a homogenizačně žíhaných při teplotě 1100°C, s výdrží shodně 2 hodiny a následným ochlazením do vody. Výsledné hodnoty měření tvrdosti jednotlivých vzorků jsou pro jednotlivé stavy uspořádány v následujících tabulkách, a to postupně pro základní stav (tab. 4), stav po feritizačním žíhání na teplotě 720°C (tab. 5) a na teplotě 1100°C (tab. 6).

Tabulka 4 Hodnoty tvrdosti vzorků základního stavu.
Měřeno při zatížení 5kg po dobu 10 s.

vzorek	K1	K2	K25	K3	K4
měření 1.	188 HV5	179 HV5	225 HV5	238 HV5	263 HV5
měření 2.	186 HV5	185 HV5	224 HV5	225 HV5	276 HV5
měření 3.	172 HV5	188 HV5	235 HV5	233 HV5	250 HV5
měření 4.	189 HV5	182 HV5	231 HV5	239 HV5	247 HV5
měření 5.	184 HV5	195 HV5	230 HV5	236 HV5	254 HV5
stat. průměr	184 HV5	186 HV5	229 HV5	234 HV5	258 HV5

Tabulka 5 Hodnoty tvrdosti vzorků žíhaných při teplotě 720°C .
Měřeno při zatížení 5kg po dobu 10 s.

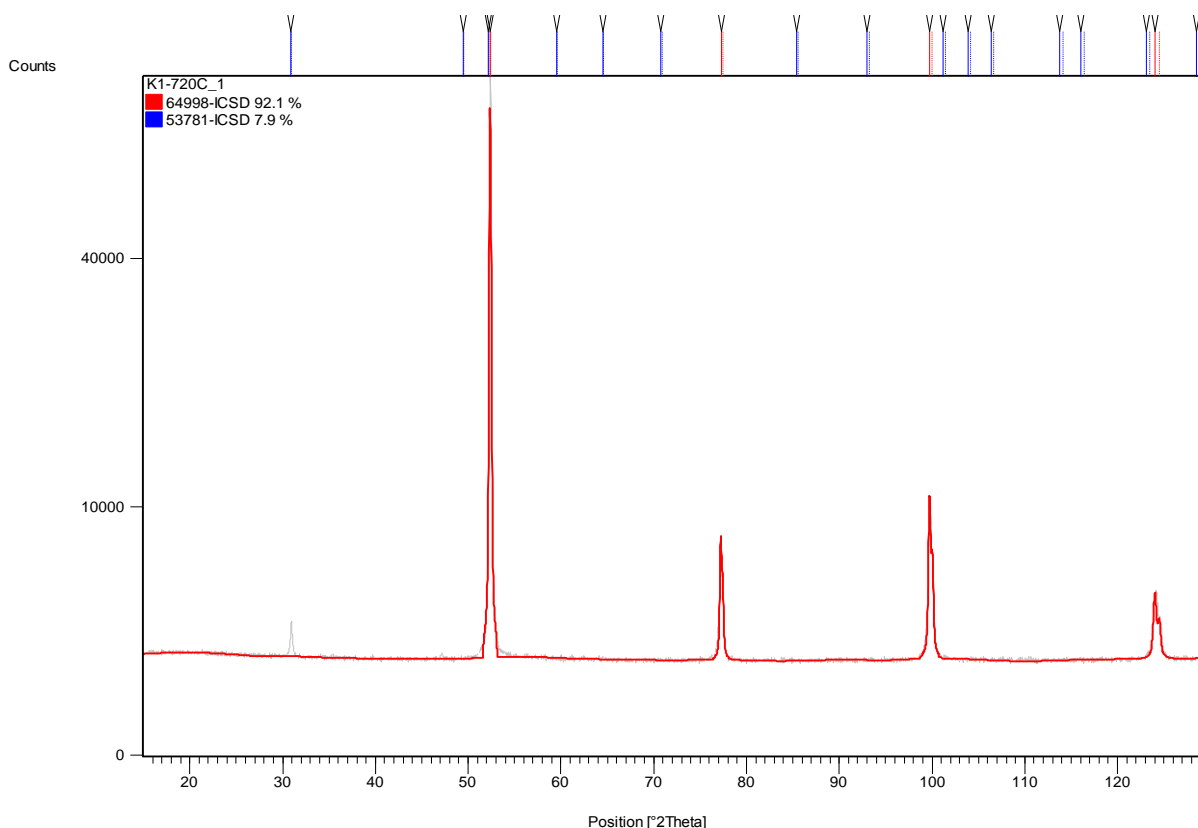
vzorek	K1	K2	K3	K4
měření 1.	163 HV5	164 HV5	214 HV5	247 HV5
měření 2.	165 HV5	166 HV5	222 HV5	235 HV5
měření 3.	161 HV5	169 HV5	221 HV5	251 HV5
stat. průměr	163 HV5	167 HV5	219 HV5	244 HV5

Tabulka 6 Hodnoty tvrdosti vzorků žíhaných při teplotě 1100°C.
Měřeno při zatížení 5kg po dobu 10 s.

vzorek	K1	K2	K25	K3	K4
měření 1.	541 HV5	614 HV5	543 HV5	544 HV5	495 HV5
měření 2.	548 HV5	494 HV5	628 HV5	560 HV5	508 HV5
měření 3.	559 HV5	585 HV5	488 HV5	538 HV5	521 HV5
měření 4.		581 HV5	516 HV5	538 HV5	
měření 5.		647 HV5	450 HV5	500 HV5	
stat. průměr	549 HV5	584 HV5	525 HV5	536 HV5	508 HV5

3.3.4 Rentgenová difrakce

Metodou rentgenové difrakce byly u vzorků s odstupňovaným obsahem niklu a ve stavech s odstupňovanou teplotou žihání (s výdrží shodně 2 hodiny a následným ochlazením do vody) stanoveny jednotlivé vyskytující se fáze a jejich procentuální obsah. Jako příklad výsledků přímých naměřených hodnot je pod tabulkou uveden obrázek 33., který představuje RTG difrakční spektrum pro vzorek K1 ve stavu po feritizačním žihání na 720°C. Jde o závislost intenzity difraktovaných paprsků a úhlu 2Θ (theta), který zde představuje polohu pro jednotlivé fáze obsažené ve vzorku.



Obr. 33 RTG difrakční spektrum s vyhodnocením přítomných fází.

Vzorek K1, feritizačně žiháno 720°C/2hod./voda.

V tabulce 7 lze sledovat obsah jednotlivých fází u vzorků základního stavu, naměřené hodnoty obsahu jednotlivých fází ve vzorcích žiháných při teplotě 720°C jsou uvedeny v tabulce 8 a výsledky pro vzorky žihané při teplotě 1100°C lze pozorovat v tabulce 9.

Tabulka 7 Zastoupení jednotlivých fází u vzorků v základním stavu.

Naměřené hodnoty obsahu dané fáze jsou v toleranci +/- 1%.

vzorek	K1	K2	K25	K3	K4
Ferit	93%	90%	85%	83%	87%
Fe ₃ C	1%	3%	10%	7%	7%
Grafit	6%	7%	5%	10%	6%

Tabulka 8 Zastoupení jednotlivých fází u vzorků žíhaných při teplotě 720°C.
Naměřené hodnoty obsahu dané fáze jsou v toleranci +/- 1%.

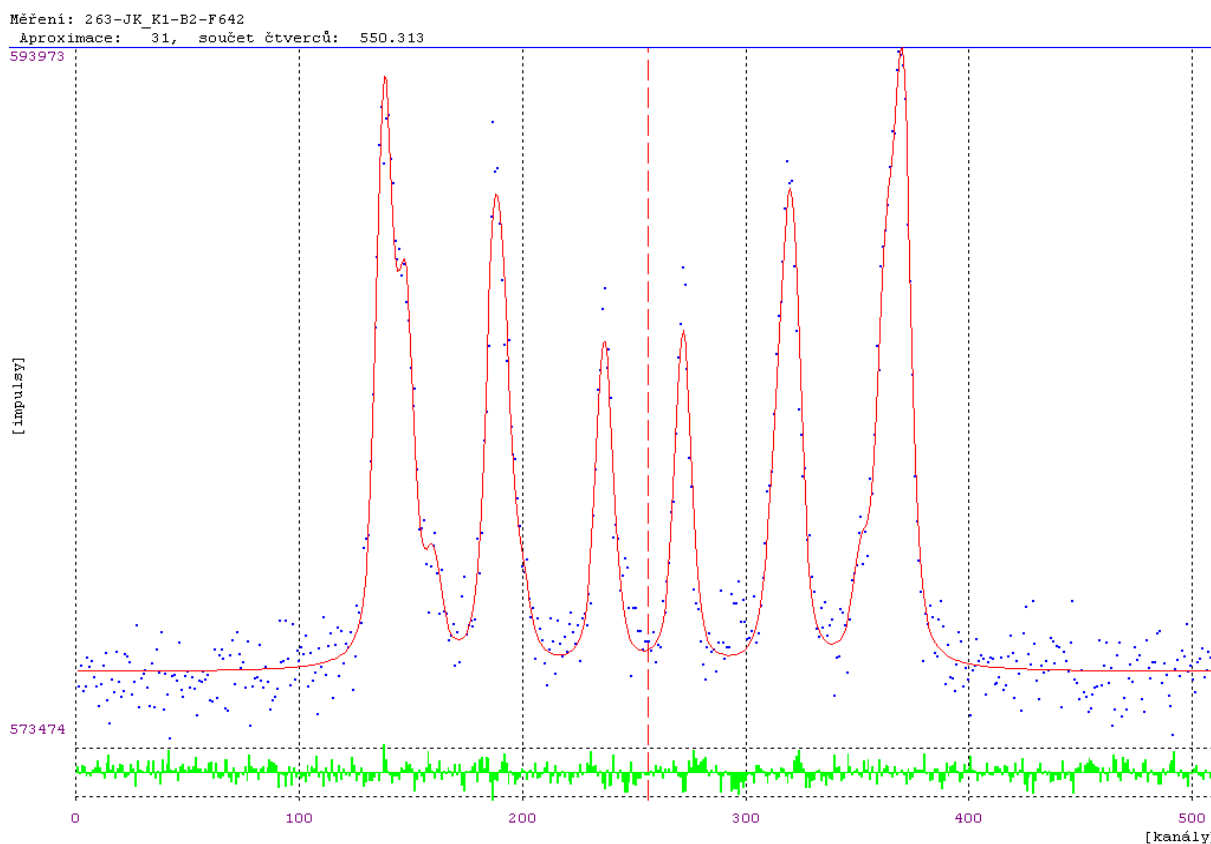
vzorek	K1	K2	K3	K4
Ferit	92%	93%	93%	90%
Grafit	8%	7%	7%	10%

Tabulka 9 Zastoupení jednotlivých fází u vzorků žíhaných při teplotě 1100°C.
Naměřené hodnoty obsahu dané fáze jsou v toleranci +/- 1%.

vzorek	K1	K2	K25	K3	K4
α' - martenzit	88%	81%	66%	83%	80%
γ - austenit	10%	11%	21%	11%	14%
Grafit	2%	8%	3%	6%	6%
+ Fe ₅ C ₂	-	-	10%	-	-

3.3.5 Mössbauerovská spektroskopie

Jako příklad výsledků přímých naměřených hodnot je uveden obrázek 34., který představuje spektrum pro vzorek K1 v základním stavu.



Obr. 34 Spektrum vyhodnocené pomocí Mössbauerovské spektroskopie
Vzorek K1, základní stav.

Souhrn výsledků vyhodnocení vnitřní struktury vzorků metodou Mössbauerovské spektroskopie je následně uveden v tabulce 10.

Tabulka 10 Vyhodnocení obsahu feritu a austenitu pomocí Mössbauerovské spektroskopie
Naměřené hodnoty obsahu dané fáze jsou v toleranci +/- 1%

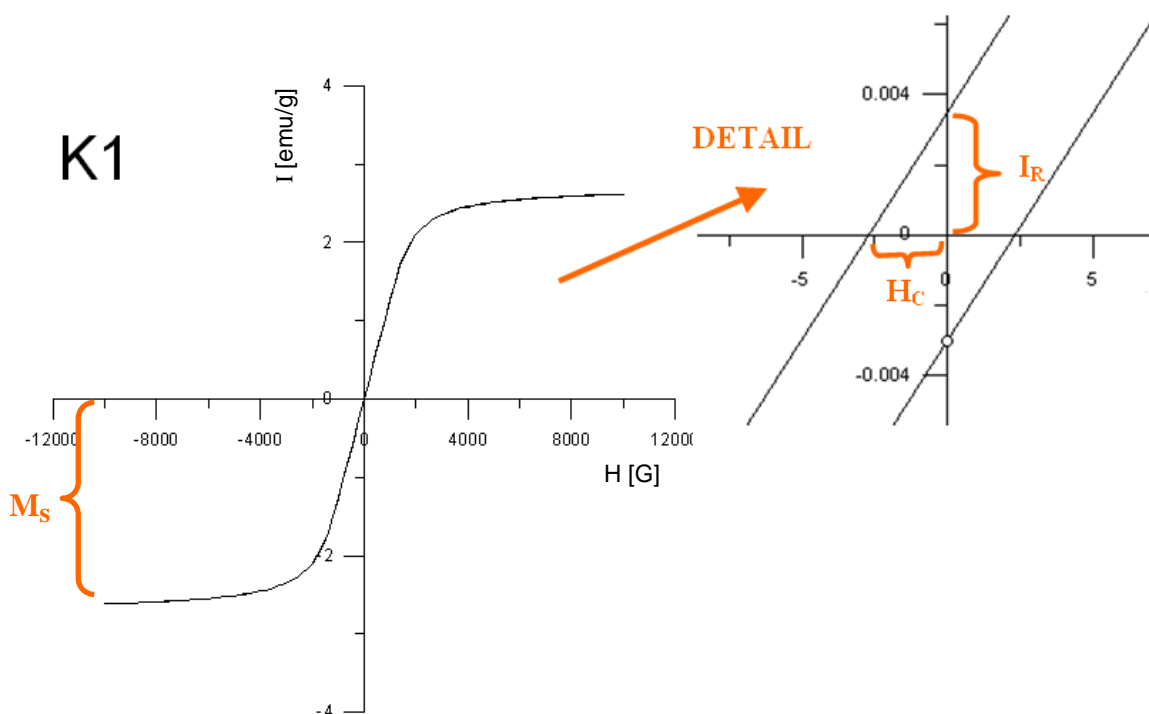
	Vzorek/obsah	$C_{\text{FERITU}} [\%]$	$C_{\text{AUSTENITU}} [\%]$
Základní stav	K1	100	0
	K2	100	0
	K3	100	0
	K4	100	0
	K25	100	0
Žíhané 720°C/2hod.	K1	100	0
	K2	100	0
	K3	100	0
	K4	100	0
Žíhané 1100°C/2hod.	K1	79	21
	K2	80	20
	K3	76	24
	K4	76	24
	K25	73	27

Tabulka obsahuje z přítomných fází pouze ferit a austenit, což je zapříčiněno principem metody, která neumožňuje odlišit kubickou mřížku od mřížky tetragonální, takže nelze stanovit přímo podíl martenzitu. Martenzit se od feritu liší pouze vyšším koeficientem tetragonality, a na jeho přítomnost je tak možno usuzovat pouze na základě identifikovaného podílu zbytkového austenitu a jeho množství bude odpovídat pro stav po homogenizačním žíhání identifikovanému podílu feritu.

3.3.6 Měření magnetických vlastností

Charakteristické veličiny, které lze z měření magnetických vlastností získat, jsou koercitivita H_C [Oe], remanentní magnetizace I_R [emu], a z remanentní magnetizace lze získat podělením hmotnosti vzorku remanentní moment M_r [emu/g] a hodnota nasycení vzorku M_s/m [emu/g] [24].

Naměřené hodnoty z magnetometru tvoří hysterezní smyčku (obr. 35), z níž jsou po přepočítání patrné magnetické vlastnosti, uvedené v tabulkách 11 – 13.



Obr. 35 Příklad hysterezní smyčky vzorku K1 v základním stavu.

Příklad výpočtů magnetických vlastností vzorku K1 v základním stavu realizovaných podle vztahů (4) až (7):

Hmotnost vzorku $m = 0,01291 \text{ g}$

Hodnoty M_s :

$$[2,61712 + 2,61523 + 2,61315 + 2,61076 + 2,60754 + 2,60616 + 2,60249 + 2,60206 + 2,59847 + 2,59563] / 10 = \underline{2,606861}$$

$$[(-2,61347) + (-2,61246) + (-2,60942) + (-2,60717) + (-2,60585) + (-2,60193) + (-2,60112) + (-2,59836) + (-2,59567) + (-2,59168)] / 10 = \underline{-2,603713}$$

$$\rightarrow [2,606861 + 2,603713] / 2 = \underline{2,605287}$$

$$\Rightarrow 2,605287 / 0,01291 = \underline{201,8037955 \text{ emu}}$$

Koercivita H_C

$$\text{Pro } y=0 ; x_1 = -4,25 ; x_2 = 4,55 \Rightarrow |-4,25 + 4,55| / 2 = \underline{4,4 \text{ Oe}}$$

Remanentní moment M_r

$$(|0,0035 + 0,003| / 2) / 0,01291 = \underline{0,2517 \text{ emu/g}}$$

Výpočty pro ostatní vzorky jsou uvedeny v přílohách 7.3.

Z výsledků naměřených hodnot z měření magnetismu v tabulce 11 je patrné, že vzorky základního stavu dosahují hodnot nasycení M_s okolo 200 emu/g. Nelze z nich však vyčíst žádnou souvislost s obsahem niklu ve vzorku.

Tabulka 11 Výsledné hodnoty magnetických vlastností pro vzorky základního stavu.

vzorek	K1	K2	K25	K3	K4
Hodnota nasycení M_s [emu/g]	201,804	198,541	214,466	197,319	198,331
Koercivita H_c [Oe]	2,5	4,4	3,52	5,6	5,25
Remanence M_r [emu/g]	0,2517	0,1288	0,26269	0,4502	0,4092

Pro vzorky žíhané na teplotě 720°C po dobu 2 hodin s ochlazením do vody se hodnoty nasycení od vzorků základního stavu výrazně neliší, ale hodnoty koercivity H_c i remanence M_r vzrostly. Tyto výsledky jsou uvedeny v následující tabulce 12.

Tabulka 12 Výsledné hodnoty magnetických vlastností pro vzorky žíhané při teplotě 720°C po dobu 2 hodin s ochlazením do vody.

vzorek	K1	K2	K3	K4
Hodnota nasycení M_s [emu/g]	192,8662	190,5521	185,2701	180,8348
Koercivita H_c [Oe]	14,52	14,0666	15,8666	18,9233
Remanence M_r [emu/g]	1,9611	1,7225	2,4670	2,6505

U měření magnetických vlastností vzorků žíhaných při teplotě 1100°C po dobu 2 hodin s ochlazením do vody je prokazatelný pokles hodnot nasycení M_s v porovnání se základním stavem a výrazný nárůst hodnot koercitivity H_c . Zvyšující se koercivita H_c [Oe] nám dokazuje vznik paramagnetické fáze v podobě austenitu. Naměřené hodnoty jsou uvedeny v následující tabulce 13.

Tabulka 13 Výsledné hodnoty magnetických vlastností pro vzorky žíhané při teplotě 1100°C po dobu 2 hodin s ochlazením do vody.

vzorek	K1	K2	K25	K3	K4
Hodnota nasycení M_s [emu/g]	137,4693	149,4656	119,9902	143,0656	128,2557
Koercivita H_c [Oe]	46,5999	46,6667	41,3167	46,8166	41,1333
Remanence M_r [emu/g]	2,2812	2,5595	2,4096	2,8316	2,898

3.3.7 Specifický odpor

Výpočty a naměřené hodnoty specifického odporu jsou v přílohách 7.4., a následné výsledné hodnoty jsou shrnuty v tabulkách 14, 15. Výsledný měrný odpor ρ pro vzorky základního stavu vykazuje nárůst v závislosti na rostoucím obsahu niklu. Výsledky jsou shrnuty v následující tabulce 14.

Tabulka 14 Výsledné hodnoty specifického odporu pro vzorky základního stavu.

	K1	K2	K3	K4	K25
S [m] (10^{-3})	2	2	2	2	2
t [m] (10^{-6})	82,5	83	89	82,5	85
l [m] (10^{-3})	8π	8π	8π	8π	8π
R [Ω] (10^{-3})	57,06	63,09	62,19	68,67	67,61
$\rho = R(S * t / l)$ [Ωm]	$3,74 \cdot 10^{-7}$	$4,16 \cdot 10^{-7}$	$4,40 \cdot 10^{-7}$	$4,51 \cdot 10^{-7}$	$4,57 \cdot 10^{-7}$

Měření specifického odporu vzorků žíhaných při teplotě 720°C po dobu 2 hodin s následným ochlazením do vody shrnuje tabulka 15. Z výsledků je však zřejmé, že vzorky po tepelném zpracování nevykazují závislost na obsahu niklu jako vzorky základního stavu.

Tabulka 15 Výsledné hodnoty specifického odporu vzorků žíhaných při teplotě 720°C po dobu 2 hodin s následným ochlazením do vody.

	K1	K2	K3	K4
S [m] (10^{-3})	1	1	1	1
t [m] (10^{-6})	73,5	68	54,3	72
l [m] (10^{-3})	27	31	25	31
R [Ω] (10^{-3})	186,05	263,56	191,38	258,71
$\rho = R(S * t / l)$ [Ωm]	$5,06 \cdot 10^{-7}$	$5,78 \cdot 10^{-7}$	$4,16 \cdot 10^{-7}$	$6,01 \cdot 10^{-7}$

U vzorků žíhaných při 1100°C po dobu 2 hodin s následným ochlazením ve vodě není možné hodnotit výsledky specifického odporu. Materiál je tímto tepelným zpracováním natolik zpevněn, že nelze připravit vzorky stejnou metodou jako u vzorků předešlých stavů.

4 Diskuse výsledků

• Struktura

Ve všech sledovaných stavech bylo možno sledovat ve struktuře grafitické nodule s tím, že převažovaly nodule v dokonale zrnitém stavu, ovšem i výskyt nodulí i v nedokonale zrnitém stavu byl nezanedbatelný. Matrice byla v základním stavu tvořena feritickými dvorci uloženými kolem grafitických nodulí a zbývající prostor byl vyplněn v oblasti kolem předpokládaných hranic eutektických buněk jemným lamelárním perlitem.

Po feritizačním žíhání na teplotě 720°C byl ve struktuře patrný znatelný pokles obsahu perlitu. Nejvýrazněji se tento efekt projevil u taveb K2 a K4, kde došlo k téměř úplné feritizaci matrice. K nejnedokonalejší feritizaci oproti tomu došlo u tavby K3.

Po provedeném homogenizačním žíhání na teplotě 1100°C (s oběma sledovanými výdržemi), byla v matici pozorována hrubší martenzitická struktura. Rozdíly ve struktuře vzorků žíhaných po dobu 2 a 5 hodin nebyly pozorovány.

• Segregace

Z tabulky vypočtených hodnot průměrných efektivních rozdělovacích koeficientů a jejich směrodatných odchylek je patrných několik základních poznatků. U křemíku jsou sledované vypočítané hodnoty k_{ef} v základním stavu (s výjimkou tavby K2) zhruba o 20% vyšší než v obou homogenizovaných stavech. U niklu jsou celkově tyto rozdíly ještě výraznější, avšak nelze jednoznačně říci, že by k_{ef} byl nejvyšší v základním stavu. Naopak u tavby K1 a K2 je k_{ef} v základním stavu nejnižší. v této souvislosti je třeba připomenout nízké jmenovité obsahy niklu těchto dvou taveb, které mohou zapříčinit větší relativní nepřesnost měření.

Oproti tomu u směrodatných odchylek je tendence naprosto jednoznačná. Hodnoty směrodatných odchylek efektivního rozdělovacího koeficientu jak pro křemík, tak i pro nikl jsou v základním stavu ve srovnání s oběma stavy homogenizovanými výrazně vyšší. Z tohoto faktu lze konstatovat, že homogenizační žíhání mělo v obou případech výrazný klaný vliv na vyrovnání chemické mikroheterogenity ve vzorcích všech sledovaných taveb.

Z porovnání vypočtených hodnot efektivních rozdělovacích koeficientů pro jednotlivé tavby je navíc patrné, že nejvyšších hodnot bylo dosaženo u tavby K25, a to jak pro křemík, tak i pro nikl, z čehož lze snadno vydedukovat, že molybden, obsažený právě v této tavbě, zvyšuje v matici LKG mikrosegregaci.

Pro stanovení vlivu délky výdrže na homogenizační teplotě na stupeň mikrosegregace bylo použito grafického porovnání součtů efektivních rozdělovacích koeficientů obou sledovaných prvků v jednotlivých stavech. Z tohoto porovnání je patrné, že jak pro křemík, tak pro nikl došlo u součtů k_{ef} v obou homogenizovaných stavech k dosti značnému poklesu (o zhruba 15%) v porovnání se stavem základním.

Pokud ovšem porovnáваме mezi sebou oba homogenizované stavy, pak lze dokonce pozorovat při delší době výdrže na homogenizační teplotě mírný nárůst součtového efektivního rozdělovacího koeficientu. Tento nárůst však zjevně byl způsoben pouze vyšším rozptylem hodnot při měření a nemá zásadní význam pro konečné vyhodnocení. Z výše uvedených skutečností lze konstatovat, že k vyrovnání mikrosegregace křemíku a niklu v matici LKG legované odstupňovaným obsahem niklu pomocí homogenizačního žíhání na teplotě 1100°C je dostatečná výdrž na homogenizační teplotě v délce 2 hodiny.

Dalším sledovaným aspektem byly závislosti efektivních rozdělovacích koeficientů pro křemík i pro nikl ve sledovaných stavech na jednotlivých obsazích obou sledovaných prvků. Z těchto závislostí lze usuzovat, že se vzrůstajícím jmenovitým obsahem křemíku efektivní

rozdělovací koeficient křemíku i niklu klesá, tento pokles je nejméně výraznější u křemíku pro základní stav a nejméně výrazný u křemíku v obou homogenizovaných stavech. V případě závislosti rozdělovacích koeficientů obou prvků na jmenovitém obsahu niklu naopak v základním stavu dochází s rostoucím jmenovitým obsahem prvku k nárůstu k_{ef} a v homogenizovaných stavech, obdobně jako u závislosti na jmenovitém obsahu křemíku, k jeho poklesu.

S ohledem na to, že jmenovitý obsah křemíku se pohybuje v poměrně úzkém intervalu od 1,96 do 2,47 hm% a rozptyl hodnot k_{ef} je zejména v základním stavu značný, nelze v uvedené závislosti pro křemík hledat zásadní význam. Oproti tomu u niklu, kde rozsah uvedených hodnot je poměrně rovnoměrně odstupňován ve výrazně širším intervalu, a to od 0,56 do 3,12 hm%, lze soudit na výrazný vliv nárůstu jmenovitého obsahu niklu na zvyšující se hodnoty k_{ef} v základním stavu a opačnou tendenci, a to s výrazně nižším účinkem, ve stavech homogenizovaných. Obecně lze tedy říci, že vliv jmenovitých obsahů sledovaných prvků na hodnotu k_{ef} se daleko výrazněji projevuje v základním stavu, kdežto ve stavech po homogenizačním žihání je tento vliv podstatně nižší.

• Tvrdost

Pro vzorky základního stavu (výsledky uvedeny v tabulce 4) je možno konstatovat patrný nárůst tvrdosti v závislosti na růstu obsahu niklu ve vzorku.

Vzorky žíhané při teplotě 720°C po dobu 2 hodin s následným ochlazením do vody vykazují, jak je patrné z tabulky 5., také nárůst tvrdosti v závislosti na obsahu niklu, ale v souvislosti s provedeným tepelným zpracováním bylo možno naopak ve srovnání se základním stavem sledovat pokles tvrdosti.

Z výsledků měření tvrdosti po homogenizačním žihání (v tabulce 6) je zřejmé, že tvrdost tepelným zpracováním výrazně vzrostla, ale souvislost tvrdosti s obsahem niklu se v homogenizovaném stavu prokázat nepodařilo.

• Rentgenová difrakce

V tabulce 7 lze sledovat obsah jednotlivých fází u vzorků základního stavu a je z ní patrné, že převažující je zde výskyt intersticiálního tuhého roztoku uhlíku v železe – feritu, shodně u všech sledovaných vzorků.

Pokud chceme porovnávat výsledky dosažené fázovou analýzou se zjištěními vyplývajícími z metalografického rozboru, musíme vycházet z faktu, že perlit obsahuje pouze 12% cementitu, tj. že 1% cementitu zjištěného fázovou XRD analýzou značí 8,3% perlitu ve struktuře. Pak můžeme výsledky XRD analýzy přepočítat, za předpokladu, že veškerý přítomný cementit je vázaný v perlitu, na data srovnatelná s přímým sledováním struktury (tabulka 16).

Tabulka 16 Přepočítané hodnoty podílu strukturních součástí. Základní stav

vzorek	K1	K2	K25	K3	K4
Ferit	86%	70%	24%	38%	39%
Perlit	8%	23%	71%	52%	55%
Grafit	6%	7%	5%	10%	6%

U vzorků feritizačně žíhaných při teplotě 720°C po dobu 2 hodin a chlazených do vody je z tabulky 8 patrné, že došlo ve srovnání se základním stavem k rozpuštění intermediární fáze – cementitu, a v důsledku toho k více či méně dokonalé feritizaci. Na základě výsledků

rentgenové difrakce by bylo možno se na první pohled domnívat, že feritizace proběhla u všech vzorků dokonale, neboť nebyl touto metodou zaznamenán výskyt cementitu, což by svědčilo o nulovém podílu perlitu. Tento výsledek je pouze ve zdánlivém rozporu se zjištěními konstatovanými na základě metalografického rozboru. Jak již bylo uvedeno v souvislosti se základním stavem, představuje 1% cementitu ve fázovém složení 8,3% perlitu ve struktuře. Znamená to tedy zároveň, že pokud fázová analýza udává přesnost měření $\pm 1\%$, promítne se tato tolerance do výsledků strukturní analýzy hodnotou $\pm 8,3\%$.

Na vzorcích homogenizačně žíhaných při teplotě 1100°C po dobu 2 hodin, chlazených do vody, je patrná rekrytalizace vlivem tepelného zpracování. V tabulce 9 je vidět, že ferit se po austenitizaci a následném ochlazení přeměnil na martenzit s jistým podílem zbytkového austenitu. U vzorku K25, který má, na rozdíl od ostatních, podíl molybdenu, se dokonce objevuje tzv. Chi-karbid (Hägg-karbid) Fe_5C_2 , což je v podstatě nedokonalý Fe_3C . Objevuje se v rychle zchlazených materiálech a zjevně byl jeho vznik příměsí molybdenu podpořen.

- **Mössbauerovská spektroskopie**

Z výsledků získaných metodou Mössbauerovské spektroskopie je patrné, že dané vzorky v základním stavu obsahují ferit a rozdělení legur není odlišné od ideálního tuhého roztoku. Ideální tuhý roztok je popsán binomickou funkcí [16]

$$P_k^n(C) = \binom{n}{k} C^k (1-C)^{n-k} \quad n=0, \quad (13)$$

kde C je koncentrace legur (příměsí, nečistot), n je počet atomů první koordinační sféry (pro BCC strukturu je $n = 8$) a k je počet míst v první koordinační sféře, který je obsazen atomy legur (příměsí, nečistot).

Podle Mössbauerovské fázové analýzy vzorky žíhané při 720°C velmi dobře odpovídají tuhému roztoku feritu, což ukazuje, že nečistoty byly rozpuštěny a nesegregují, ale jsou rozptýleny rovnoměrně.

Ve vzorcích žíhaných při 1100°C byl zjištěn martenzit a nezanedbatelné množství zbytkového austenitu, což pouze potvrzuje fakt, že homogenizační žíhání je žíháním s překrytalizací a zároveň že v jeho důsledku došlo k vyrovnání chemické mikroheterogenity.

- **Měření magnetických vlastností**

Měření magnetických vlastností prokázalo, že hodnota nasycení M_s [emu/g] prokazatelně klesá s tepelným zpracováním, což odpovídá rozpuštění legur (případně příměsí a nečistot), které vede k nižší segregaci. Rostoucí koercivita H_C [Oe] ukazuje na vznik oblastí paramagnetické fáze v podobě austenitu (u vzorků žíhaných při 1100°C).

Co se týče vlivu obsahu niklu na magnetické vlastnosti je možno konstatovat shodně v případě základního i feritizačně žíhaného stavu nárůst koercivity s rostoucím obsahem niklu. Tento efekt však ve stavu po homogenizačním žíhání již patrný není. Magnetická remanence a magnetické nasycení jsou na obsahu niklu nezávislé.

- **Specifický odpor**

Měrný elektrický odpor ρ pro vzorky základního stavu vykazuje nárůst v závislosti na rostoucím obsahu niklu, avšak důvodem nárůstu budou pravděpodobně měnící se koncentrace poruch a rozložení částic minoritních fází, které fungují jako rozptylová centra vodivostních elektronů. Podobný trend je možné pozorovat i u vzorků žíhaných při 720°C . Toto tepelné zpracování zřejmě způsobilo jemnější dispersi (větší koncentraci) rozptylových center (poruch, částic minoritních fází).



5 Závěr

Z výsledků získaných metodou EDS bodových analýz u grafitu versus na hranici eutektické buňky, lze za optimalizovanou dobu výdrže na homogenizační teplotě 1100°C prohlásit pro oba sledované prvky 2 hodiny.

Vliv jmenovitých obsahů sledovaných prvků na hodnotu k_{ef} se daleko výrazněji projevuje v základním stavu, kdežto ve stavech po homogenizačním žíhání je tento vliv podstatně nižší.

Jak v základním, tak i feritizačně žíhaném stavu byl prokázán nárůst tvrdosti v závislosti na růstu obsahu niklu ve vzorku, avšak v homogenizovaném stavu se souvislost tvrdosti s obsahem niklu prokázat nepodařilo.

V souvislosti s provedeným feritizačním žíháním bylo možno ve srovnání se základním stavem sledovat pokles tvrdosti. Naopak měření tvrdosti po homogenizačním žíhání s následným ochlazením do vody prokázalo, že tvrdost LKG díky tomuto postupu tepelného zpracování výrazně vzrostla.

V základním stavu bylo možno na základě RTG difrakce shodně u všech sledovaných vzorků konstatovat převažující podíl feritu ovšem s nezanedbatelným zastoupením perlitu v matici LKG. Při feritizačním žíhání došlo k více či méně dokonalé feritizaci provázené rozpuštěním intermediární fáze – cementitu. Po homogenizačním žíhání vznikl ve struktuře martenzit s jistým podílem zbytkového austenit, pouze u vzorku K25 (podíl molybdenu) se navíc objevil tzv. Chi-karbid.

Vyslovené závěry byly potvrzeny i výsledky dalších experimentálních metod. Mössbauerovská spektroskopie potvrdila vyrovnání chemické mikroheterogenity po provedeném homogenizačním žíhání, měření magnetických vlastností a specifického odporu potvrdilo zjištěné fázové složení v jednotlivých stavech tepelného zpracování. Navíc byl prokázán vliv obsahu niklu na magnetické i elektrické vlastnosti.



6 Seznam použité literatury

- [1] PACAL, B.; DOLEŽAL, P. Ústav materiálových věd a inženýrství: Studijní opory [online]. 2008 [cit. 2010-04-07]. Struktura slitin stabilní soustavy železo - uhlík (Fe - C). Dostupné z WWW: <<http://ime.fme.vutbr.cz/files/Studijni%20opory/savss/index.htm>>.
- [2] PTÁČEK, L. a kol. *Nauka o materiálu I*. Brno: CERM, 2001, str. 180, 286-305, 392-413, ISBN 80-903113-4-2.
- [3] PTÁČEK, L. a kol. *Nauka o materiálu II*. Brno: CERM, 1999, str. 57 – 59, 154-178, ISBN 80-903113-8-5.
- [4] DORAZIL, E. *Nauka o materiálu I*. VUT Brno, 1989
- [5] KRAUS, V. *Technologie tepelného zpracování I*. Plzeň: ZČU, 1992
- [6] KRAUS, V. *Technologie tepelného zpracování II*. Plzeň: ZČU, 1992
- [7] SKOČOVSKÝ, P.; PODRÁBSKÝ, T. *Grafitické liatiny*. Žilina: Žilinská univerzita, 2005, str. 18 – 39, 93 - 113
- [8] SKOČOVSKÝ, P.; DURMIS, I.: *Technológia tepelného spracovania kovov*. Bratislava: Nakl. Alfa, 1984
- [9] PACAL, B.; VOJTKULÁKOVÁ, Z. *Hodnocení chemické nehomogenity u niklových LKG, Přínos metalografie pro řešení výrobních problémů*. Lázně Libverda, 2002, str. 194 -198
- [10] PLUHAŘ, J. a kol. *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*. Praha: SNTL, 1987
- [11] HAJKO, V. a kol. *Magnetizačné procesy*. Bratislava: Alfa, 1982
- [12] BROŽ, J. a kol. *Základy fyzikálních měření, I.díl*. Praha: Státní pedagogické nakladatelství, 1967
- [13] BROŽ, J. a kol. *Základy fyzikálních měření, II.díl*. Praha: Státní pedagogické nakladatelství, 1974
- [14] DORAZIL, E. : *Vysokopevná bainitická tvárná litina*. Praha: Academica 1985
- [15] MECHLOVÁ, E. a kol. *Výkladový slovník fyziky*. Praha: Prométheus 1999, str. 273-347, ISBN 80-7196-151-5.
- [16] GREENWOOD, N.N.; GIBB, T. C. *Mössbauer spectroscopy*. London: Butler & Tanner Ltd, 1971, SBN 412 10710 4
- [17] FIALA, J.; MENTL, V.; ŠUTTA, P. *Struktura a vlastnosti materiálů*. Praha: Academia, 2003. 527 s.
- [18] VOJTĚCH, D. *Kovové materiály*. 1. vyd. Vysoká škola chemicko-technologická v Praze, Praha 2006. ISBN 80-7080-600-1
- [19] HRIVŇÁK, I. *Elektónová mikroskopia ocelí*. Veda, vydavateľstvo Slovenskej akadémie vied, Bratislava 1986, 15s. ISBN 71-066-86
- [20] TAYLOR, A. *X – Ray Metallography*: John Wiley & Sons, Inc. New York, London, 1961. Library of congress catalog card number: 61-5668. s. 253
- [21] DOBROVSKÁ, J. *Chemická heterogenita kovových slitin*. 2005. 124 s.

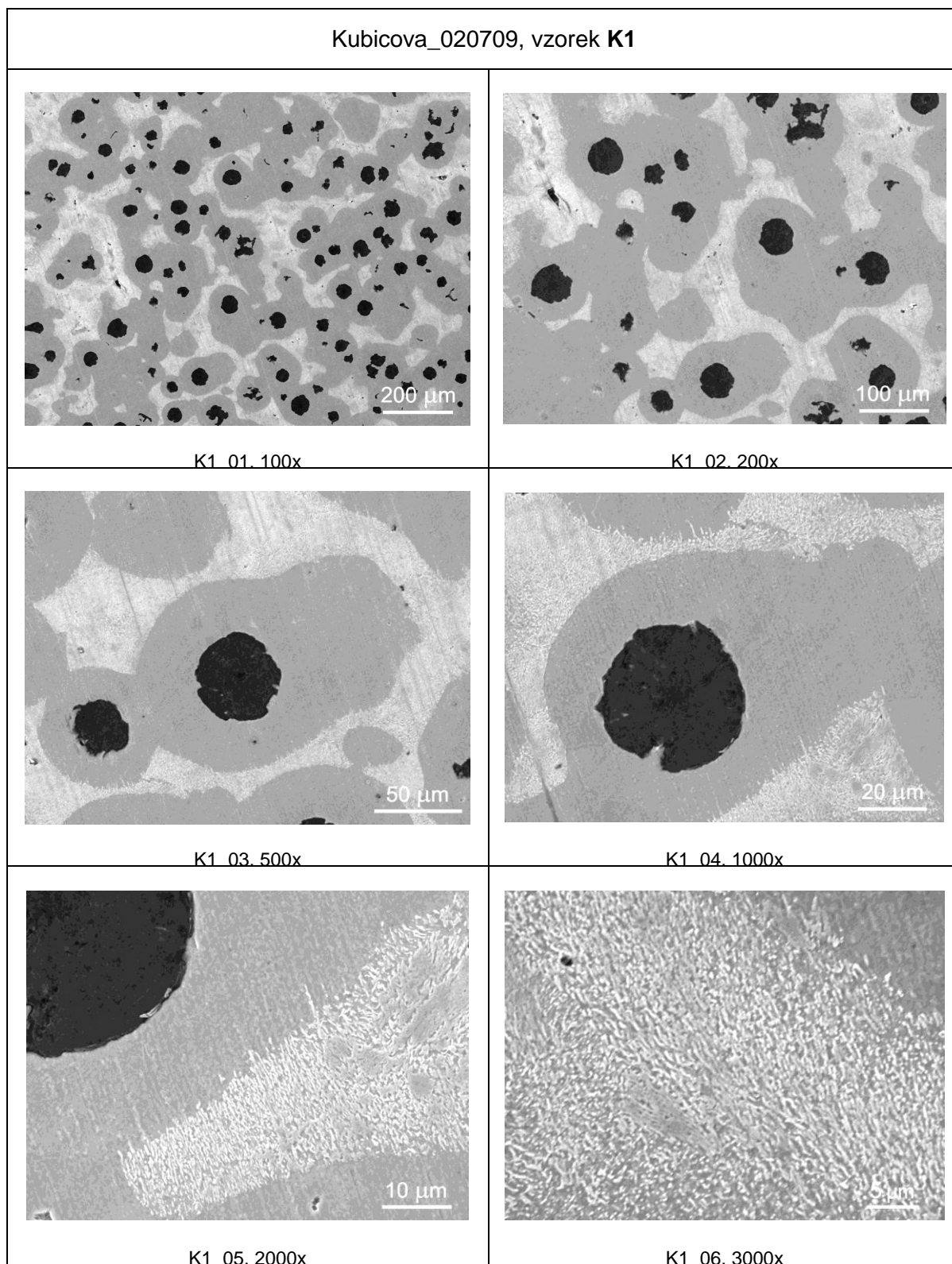
-
- [22] PAVLOUŠKOVÁ, Z. *Využití homogenizačního žhání k potlačení segregace křemíku a niklu v LKG*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2010. 192 s. Vedoucí dizertační práce prof. Ing. Jiří Švejcar, CSc.
- [23] VONDRÁK, V. *Sekundární metalurgie litin*. Ostrava: VŠ Báňská, 1996
- [24] DEKKER, A. J. *Fyzika pevných látek*, 1. vyd., Praha: vydavatelství Akademia Praha, 1966, 535 s. MAGNETISMUS
- [25] STRÁNSKÝ, K. *3SV.: Přednášky*. Brno. : VUT FSI ÚMVI OKM, 2006. Grafická litina, s. 150.

7 Přílohy

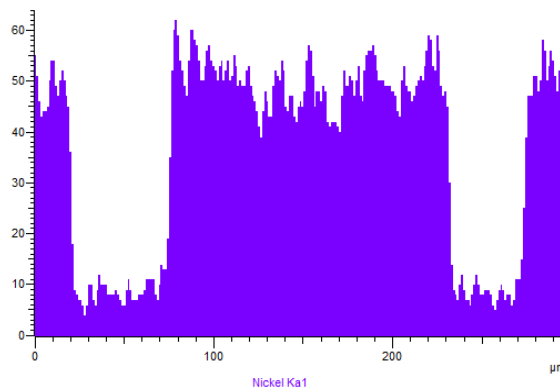
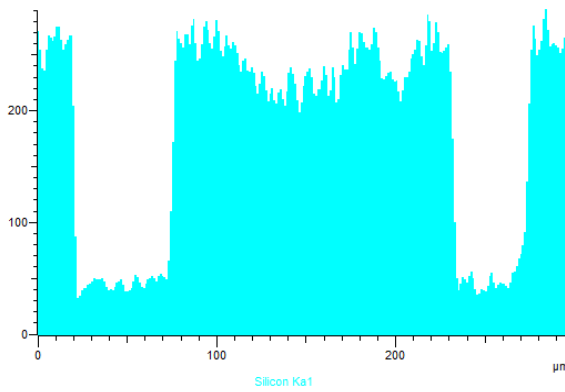
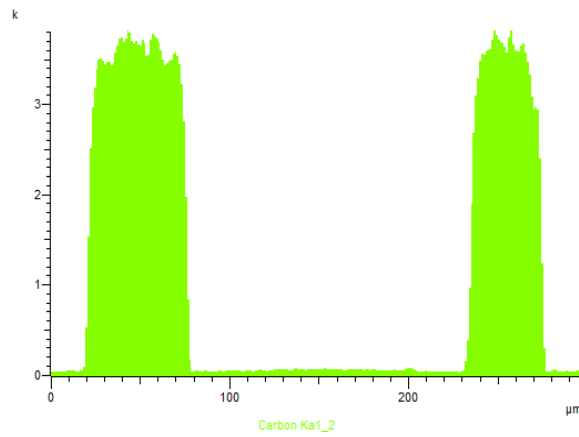
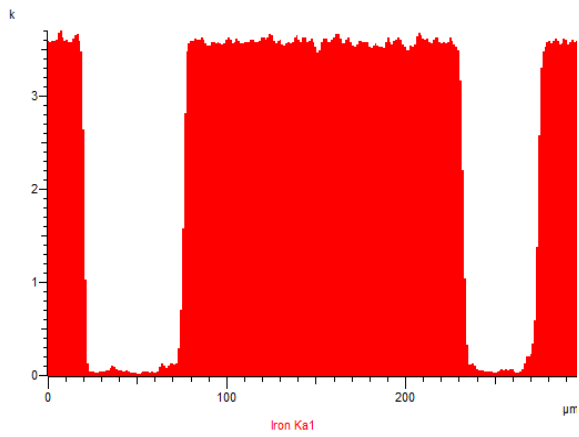
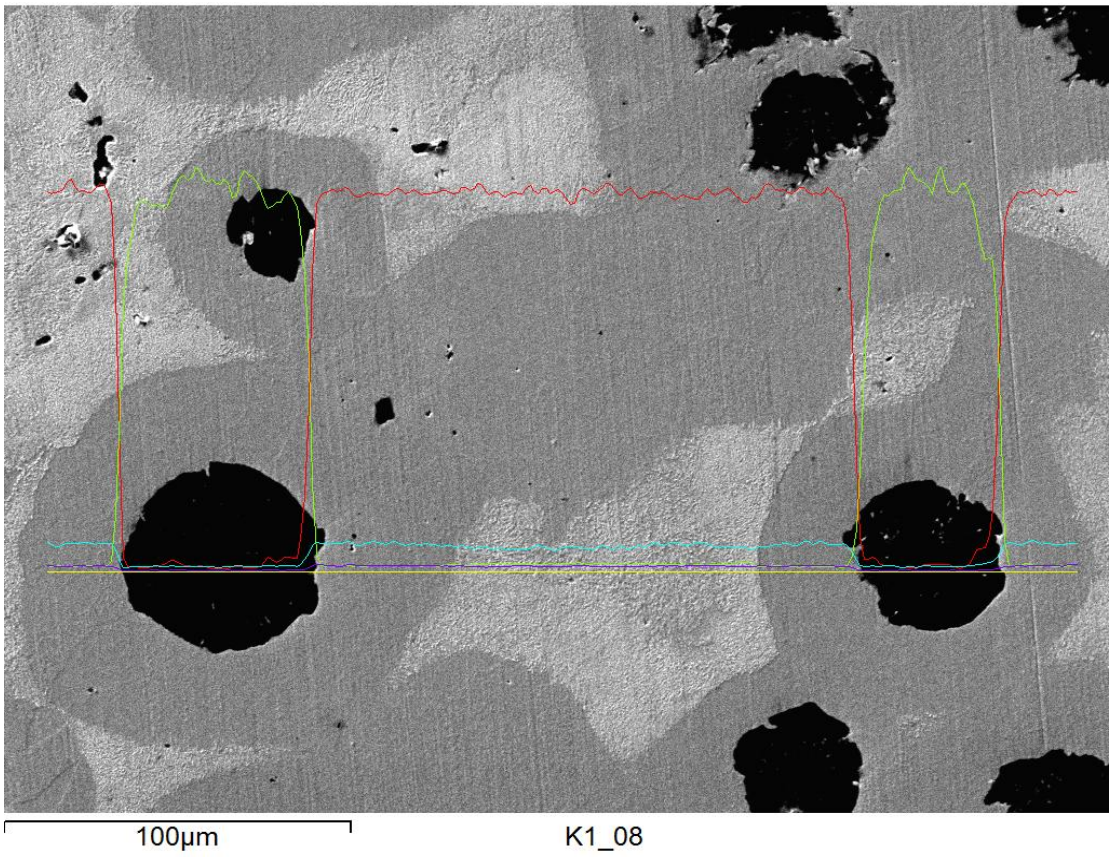


7.1 SEM

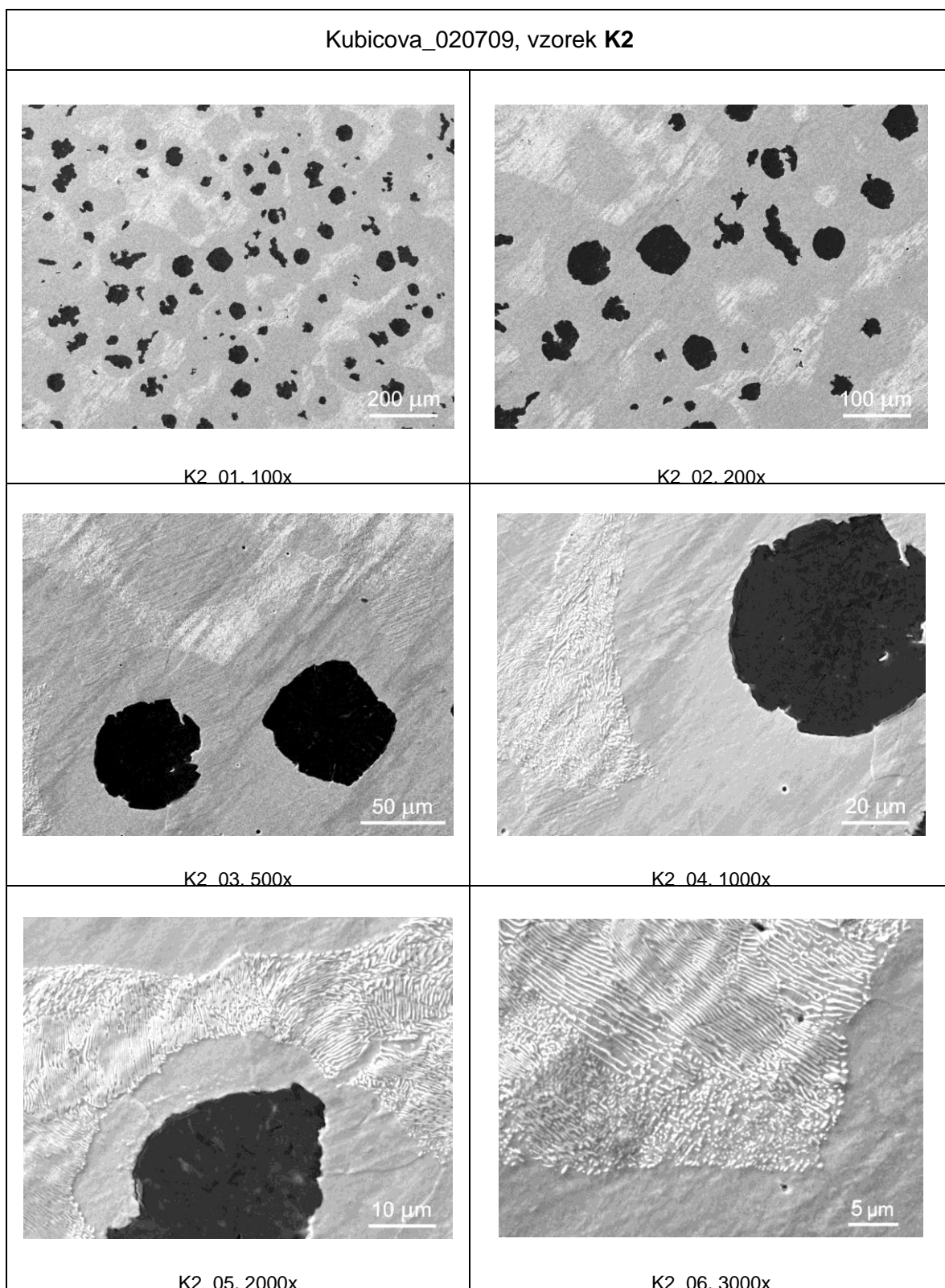
P1 Dokumentace mikrostruktury, vzorek K1, základní stav. SEM.



P2 Výsledky EDS, vzorek K1, základní stav. LINESCAN.

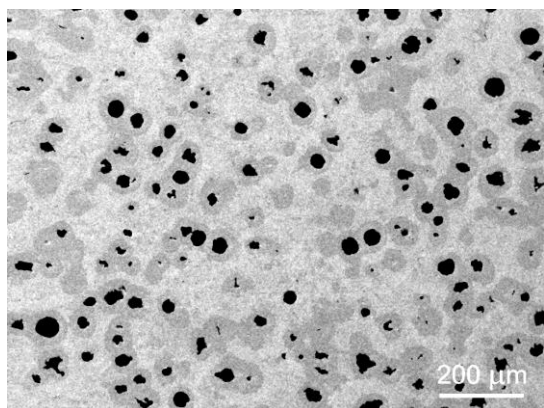


P3 Dokumentace mikrostruktury, vzorek K2, základní stav. SEM.

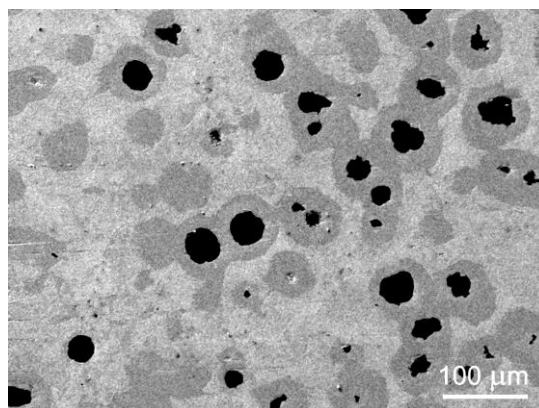


P4 Dokumentace mikrostruktury, vzorek K25, základní stav. SEM.

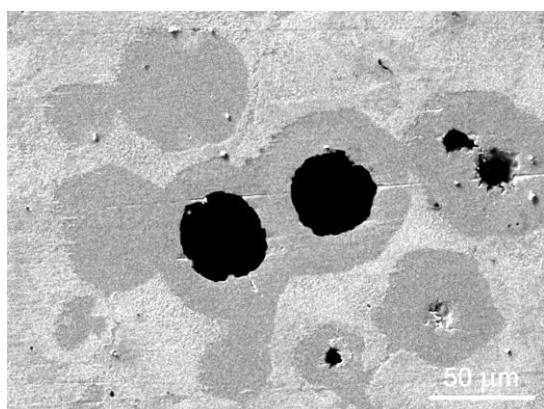
Kubicova_020709, vzorek **K25**



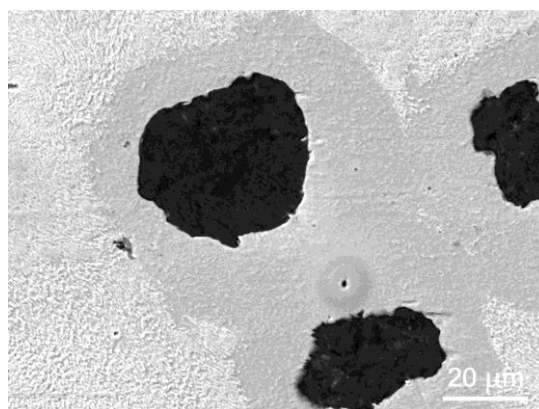
K25_01.100x



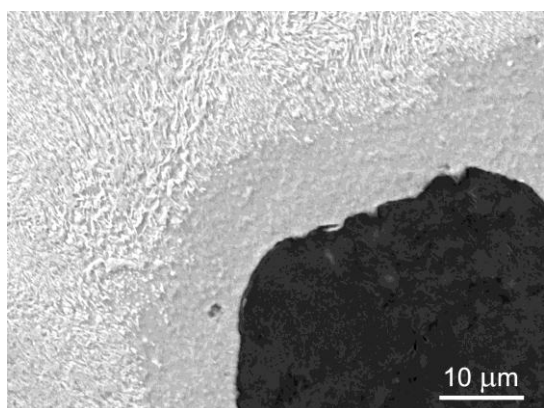
K25_02.200x



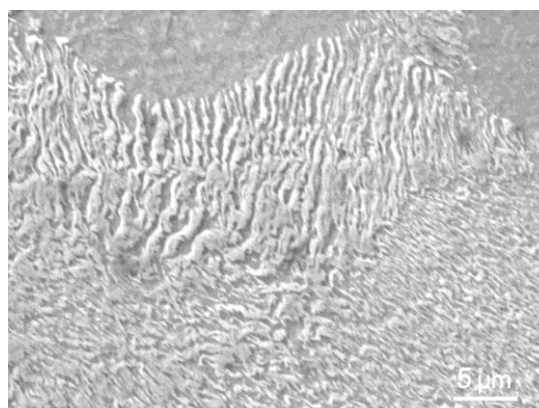
K25_03.500x



K25_04.1000x

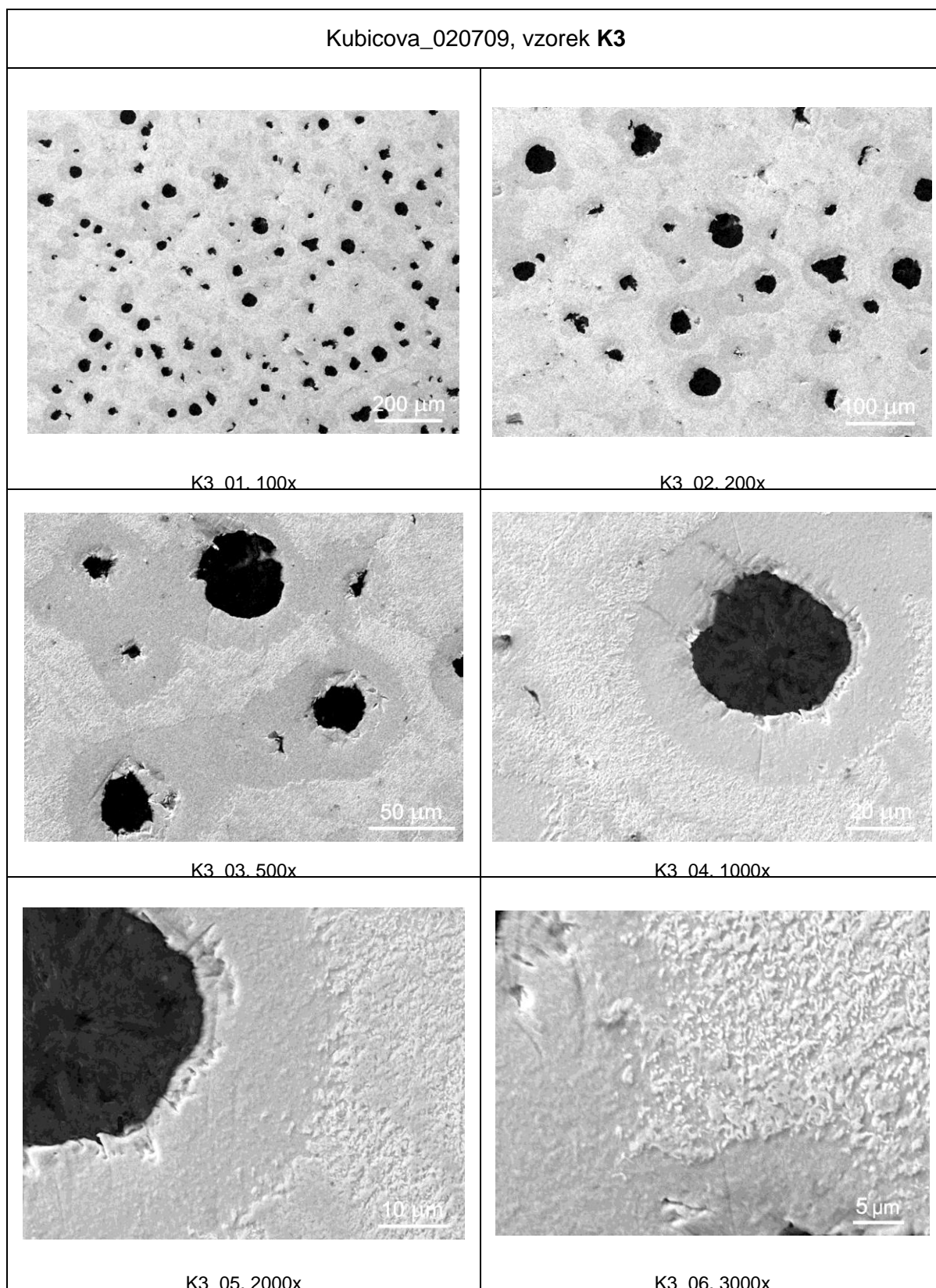


K25_05.2000x



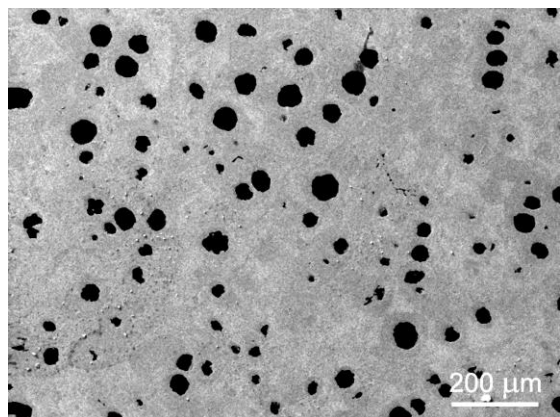
K25_06.3000x

P5 Dokumentace mikrostruktury, vzorek K3, základní stav. SEM.

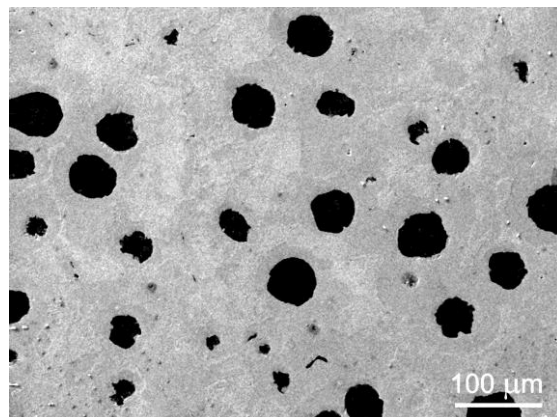


P6 Dokumentace mikrostruktury, vzorek K4, základní stav. SEM.

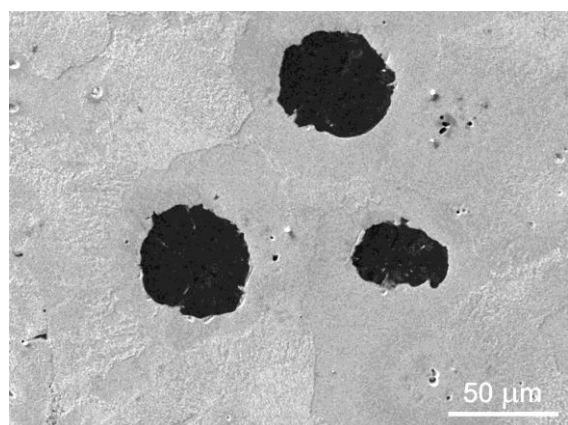
Kubicova_020709, vzorek **K4**



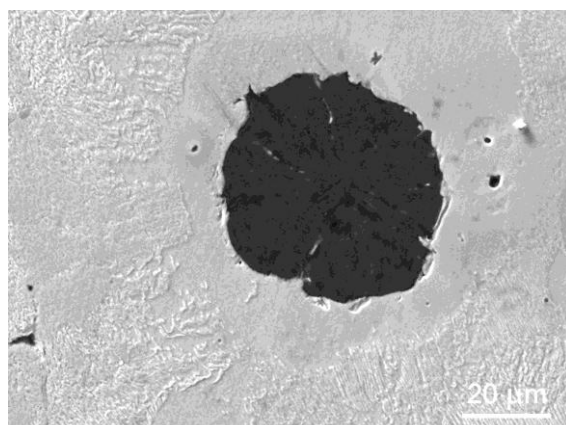
K4 01. 100x



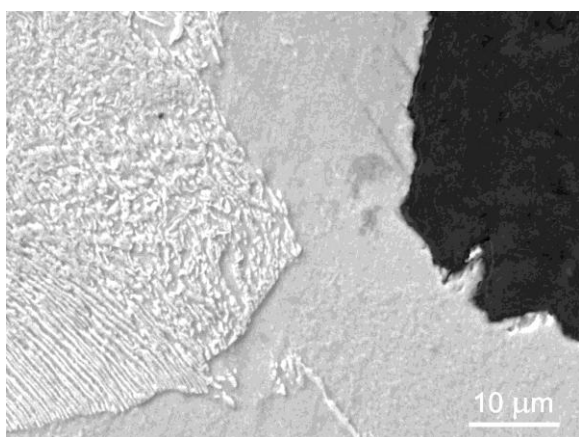
K4 02. 200x



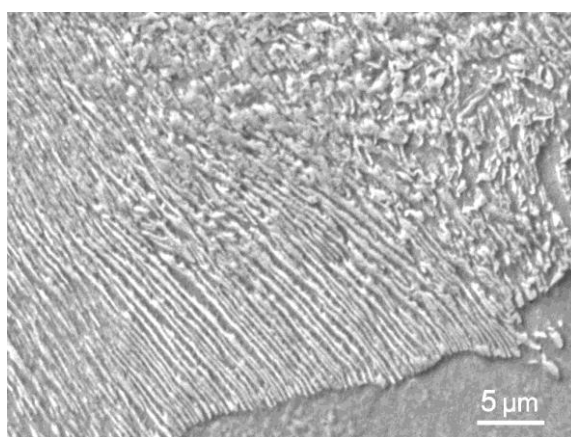
K4 03. 500x



K4 04. 1000x

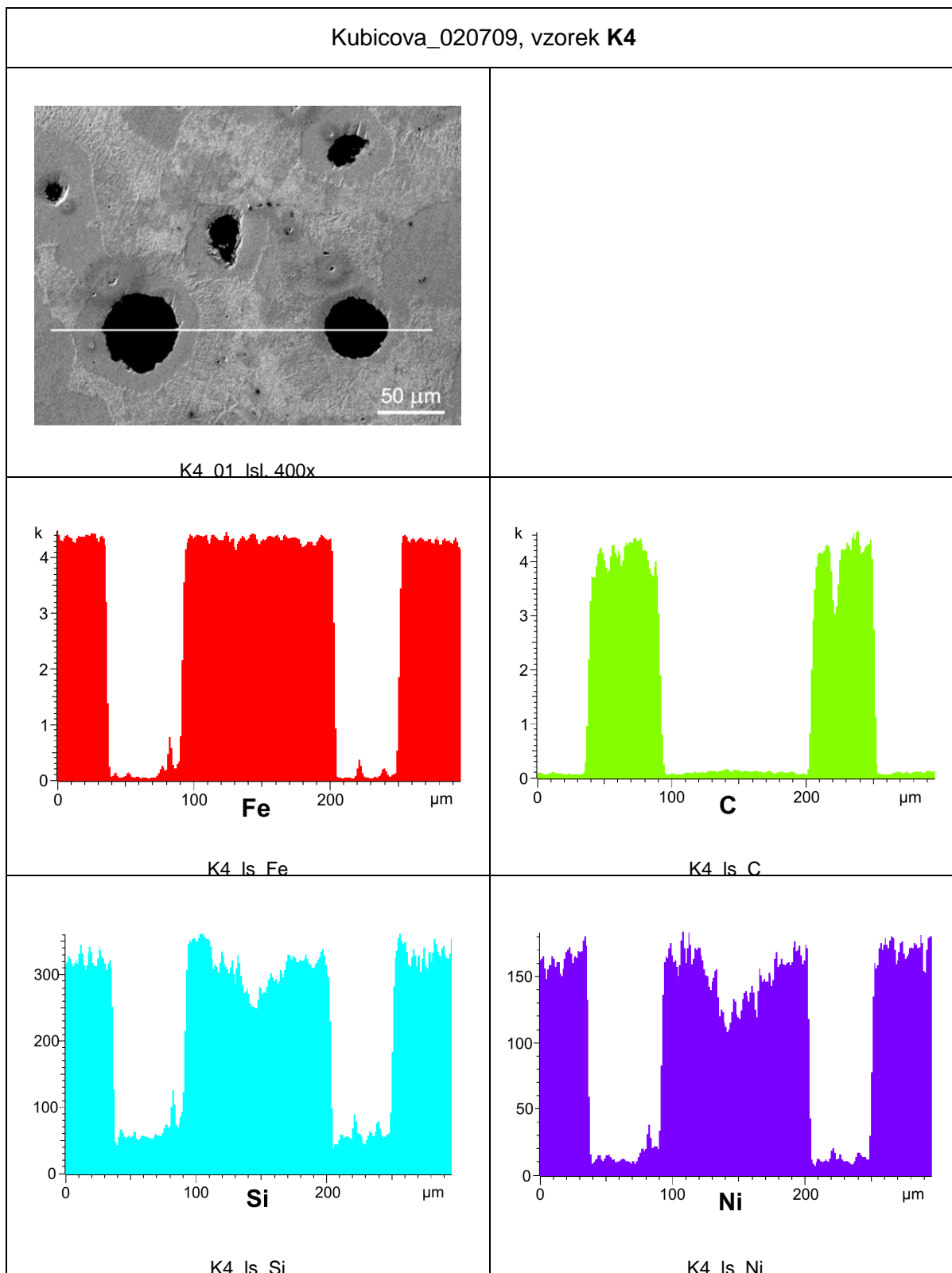


K4 05. 2000x

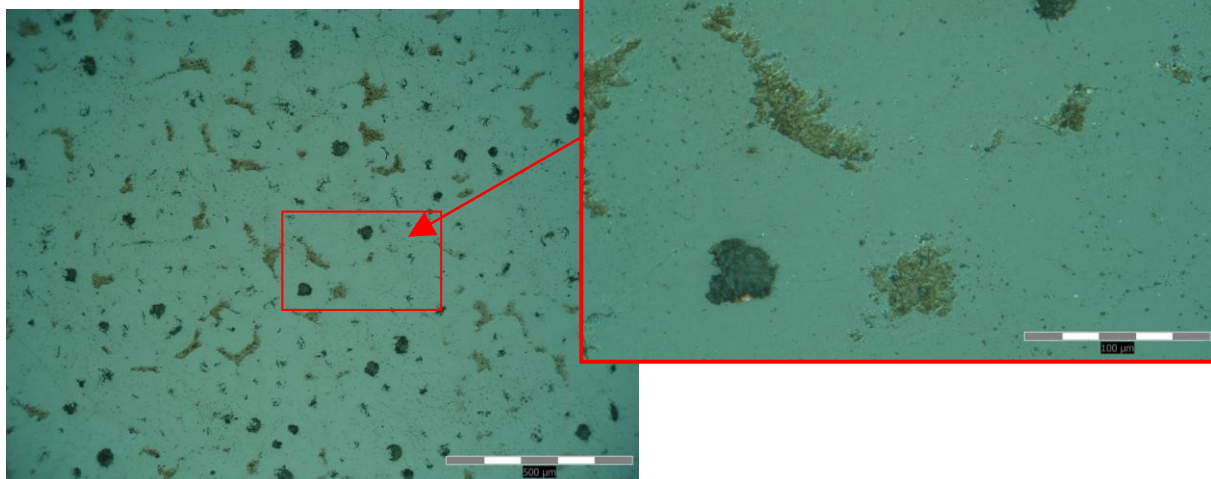


K4 06. 3000x

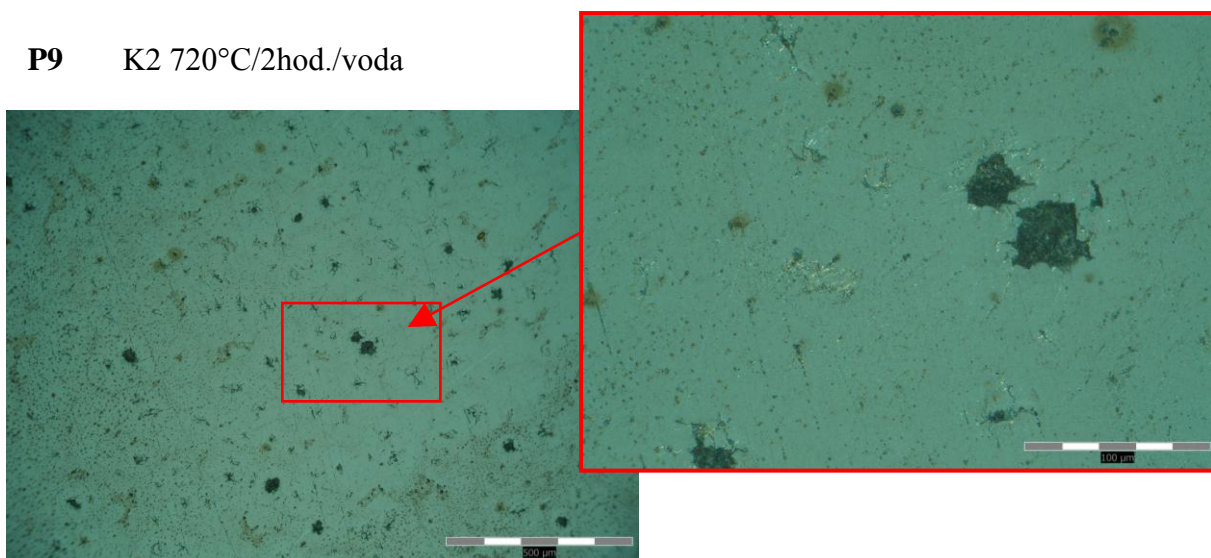
P7 Výsledky EDS, vzorek K4, základní stav. LINESCAN.

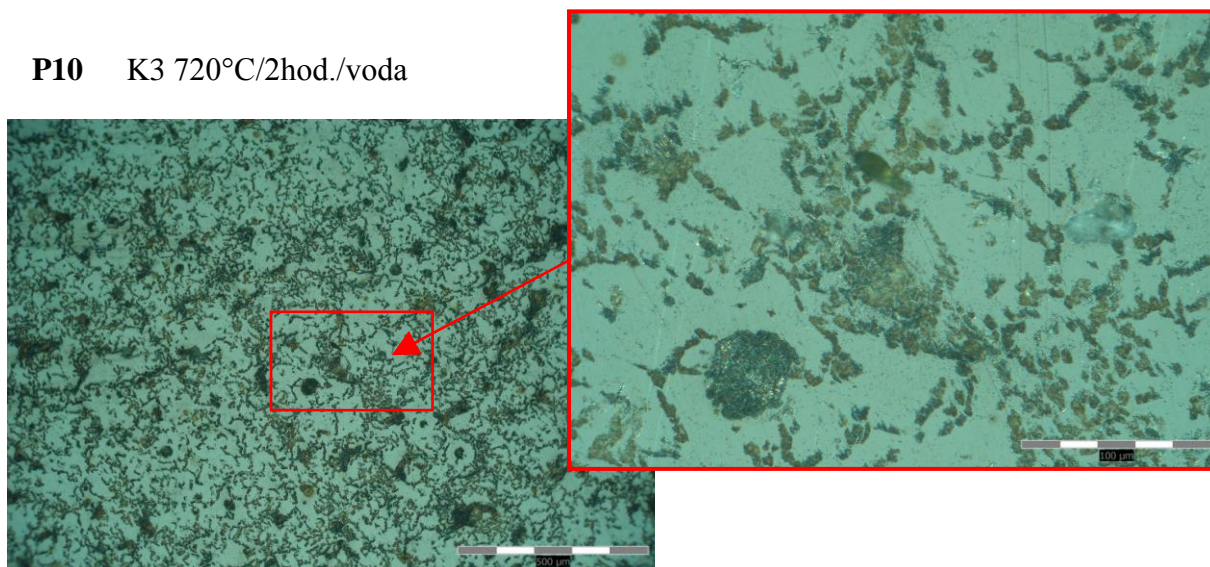


P8 K1 720°C/2hod./voda



P9 K2 720°C/2hod./voda

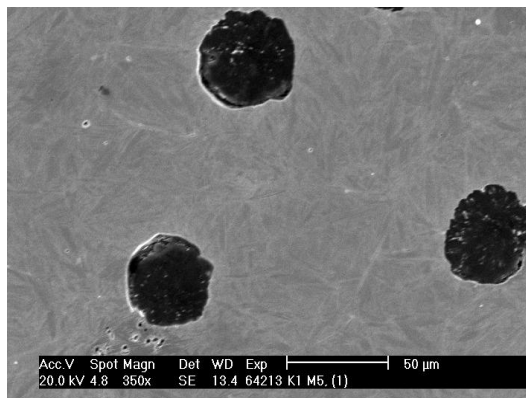


P10 K3 720°C/2hod./voda**P11** K4 720°C/2hod./voda

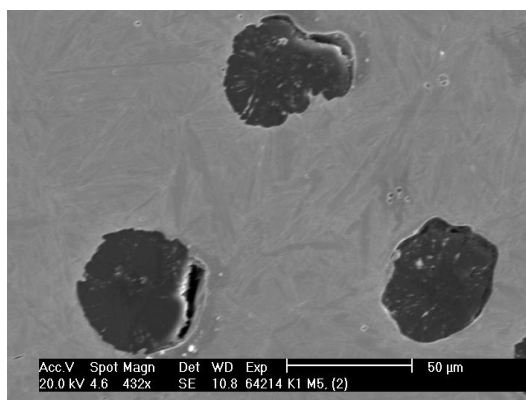
7.2 Segregace – EDS

P12 Výsledky EDS bodových analýz a jejich zpracování s dokumentací analyzovaného místa. Tavba K1. Homogenizováno 1100°C/5h./voda.

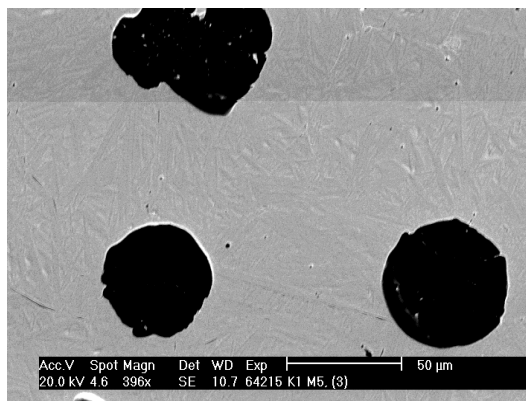
místo	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
1		[hm.%]						
C ^G	K11301	0,00	2,82	0,11	0,35	0,82	0,35	95,55
	K11302	0,16	2,84	0,15	0,28	0,71	0,35	95,51
	K11303	0,00	2,88	0,16	0,41	0,76	0,17	95,62
	K11304	0,15	2,79	0,16	0,38	0,88	0,44	95,20
	K11305	0,23	2,83	0,16	0,41	0,80	0,52	95,05
	K11306	0,27	2,82	0,28	0,52	0,72	0,21	95,18
C ^{EB}	K11307	0,34	2,60	0,04	0,14	0,71	0,43	95,74
	K11308	0,20	2,73	0,11	0,24	0,61	0,34	95,77
	K11309	0,19	2,62	0,15	0,35	0,64	0,20	95,85
	K11310	0,29	2,74	0,16	0,29	0,71	0,34	95,47
	K11311	0,32	2,73	0,17	0,32	0,66	0,40	95,40
	K11312	0,26	2,69	0,11	0,40	0,63	0,25	95,66
vyhodnocení	C _{stř} ^G	0,14	2,83	0,17	0,39	0,78	0,34	95,35
	S _{n-1}	0,10	0,03	0,05	0,07	0,06	0,12	0,22
	C _{stř} ^{EB}	0,27	2,69	0,12	0,29	0,66	0,33	95,65
	S _{n-1}	0,06	0,06	0,04	0,08	0,04	0,08	0,16
	k _{ef} ¹	0,51	1,05	1,38	1,35	1,18	1,04	1,00



místo	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
2		[hm.%]						
C ^G	K11401	0,00	2,91	0,14	0,37	0,68	0,36	95,54
	K11402	0,12	2,85	0,15	0,22	0,73	0,53	95,40
	K11403	0,47	2,89	0,15	0,34	0,88	0,24	95,03
	K11404	0,28	2,79	0,06	0,15	0,83	0,38	95,51
	K11405	0,16	2,80	0,08	0,25	0,81	0,12	95,78
	K11406	0,33	2,88	0,19	0,13	0,69	0,35	95,43
C ^{EB}	K11407	0,31	2,74	0,13	0,41	0,66	0,29	95,46
	K11408	0,30	2,71	0,18	0,35	0,65	0,26	95,55
	K11409	0,37	2,52	0,11	0,06	0,49	0,31	96,14
	K11410	0,31	2,70	0,11	0,14	0,68	0,27	95,79
	K11411	0,24	2,77	0,08	0,34	0,55	0,38	95,64
	K11412	0,49	2,73	0,16	0,37	0,61	0,17	95,47
vyhodnocení	C _{stř} ^G	0,23	2,85	0,13	0,24	0,77	0,33	95,45
	S _{n-1}	0,15	0,04	0,04	0,09	0,07	0,13	0,22
	C _{stř} ^{EB}	0,34	2,70	0,13	0,28	0,61	0,28	95,68
	S _{n-1}	0,08	0,08	0,03	0,13	0,07	0,06	0,24
	k _{ef} ²	0,67	1,06	1,00	0,87	1,27	1,18	1,00

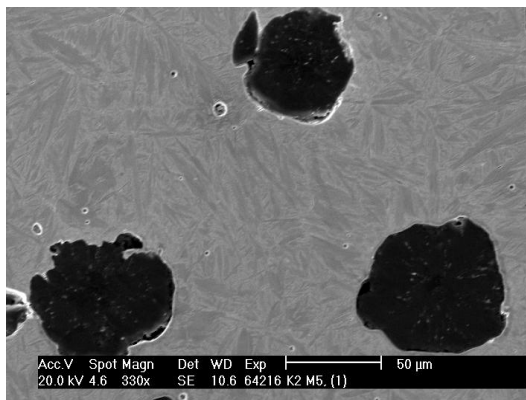


místo	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
3		[hm.%]						
C ^G	K11501	0,53	3,11	0,07	0,14	0,82	0,00	95,33
	K11502	0,33	2,94	0,14	0,37	0,84	0,44	94,94
	K11503	0,29	2,90	0,21	0,36	0,69	0,32	95,23
	K11504	0,12	2,84	0,09	0,33	0,80	0,18	95,64
	K11505	0,35	2,67	0,10	0,22	0,73	0,35	95,58
	K11506	1,02	2,98	0,45	0,37	0,74	0,18	94,26
C ^{EB}	K11507	0,37	0,86	0,00	0,00	0,53	0,42	97,82
	K11508	0,32	2,80	0,11	0,29	0,66	0,39	95,43
	K11509	0,34	2,76	0,12	0,28	0,55	0,28	95,67
	K11510	0,38	2,93	0,13	0,24	0,15	0,00	96,17
	K11511	0,33	2,90	0,10	0,33	0,56	0,22	95,56
	K11512	0,33	2,80	0,00	0,19	0,18	0,35	96,15
vyhodnocení	C _{stř} ^G	0,44	2,91	0,18	0,30	0,77	0,25	95,16
	S _{n-1}	0,29	0,13	0,13	0,09	0,05	0,14	0,47
	C _{stř} ^{EB}	0,35	2,51	0,08	0,22	0,48	0,28	96,13
	S _{n-1}	0,02	0,74	0,05	0,11	0,21	0,14	0,80
	k _{ef} ³	1,28	1,16	2,30	1,35	1,60	0,89	0,99

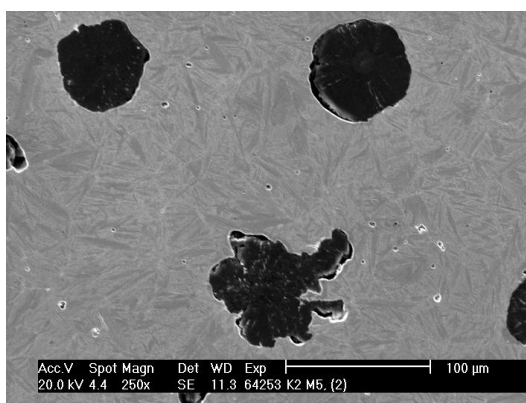


P13 Výsledky EDS bodových analýz a jejich zpracování s dokumentací analyzovaného místa. Tavba K2. Homogenizováno 1100°C/5h./voda.

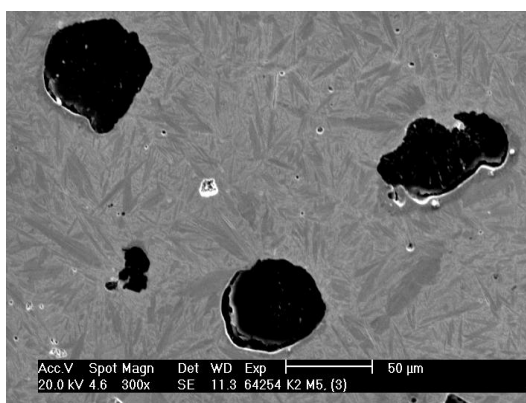
místo 1	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
		[hm.%]						
C ^G	K21601	0,30	3,26	0,21	0,31	1,33	0,32	94,27
	K21602	0,37	3,18	0,18	0,30	1,21	0,20	94,56
	K21603	0,09	3,16	0,00	0,26	1,08	0,17	95,24
	K21604	0,29	3,33	0,22	0,30	1,07	0,23	94,56
	K21605	0,09	3,15	0,12	0,30	1,12	0,47	94,75
	K21606	0,35	3,23	0,14	0,37	1,28	0,38	94,25
C ^{EB}	K21607	0,00	2,91	0,09	0,13	0,92	0,19	95,76
	K21608	0,22	2,93	0,13	0,36	0,94	0,22	95,20
	K21609	0,21	3,14	0,11	0,31	1,03	0,23	94,97
	K21610	0,08	2,69	0,16	0,31	0,87	0,37	95,52
	K21611	0,09	2,87	0,09	0,27	0,97	0,10	95,61
	K21612	0,00	2,84	0,17	0,30	0,92	0,14	95,63
vyhodnocení	C _{stif} ^G	0,25	3,22	0,15	0,31	1,18	0,30	94,61
	S _{n-1}	0,12	0,06	0,07	0,03	0,10	0,11	0,33
	C _{stif} ^{EB}	0,10	2,90	0,13	0,28	0,99	0,21	95,45
	S _{n-1}	0,09	0,13	0,03	0,07	0,13	0,09	0,27
	k _{ef} ¹	2,48	1,11	1,16	1,10	1,19	1,42	0,99



místo 2	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
		[hm.%]						
C ^G	K225301	0,37	3,09	0,00	0,22	1,22	0,49	94,61
	K225302	0,21	3,13	0,13	0,38	1,27	0,20	94,68
	K225303	0,18	3,15	0,10	0,08	1,32	0,40	94,77
	K225304	0,29	3,28	0,12	0,27	1,10	0,18	94,76
	K225305	0,38	3,11	0,26	0,24	1,20	0,30	94,51
	K225306	0,09	2,91	0,24	0,36	1,35	0,41	94,64
C ^{EB}	K225307	0,26	2,92	0,14	0,37	1,00	0,50	94,81
	K225308	0,14	2,93	0,16	0,40	0,95	0,39	95,03
	K225309	0,29	2,70	0,19	0,34	1,12	0,24	95,12
	K225310	0,29	1,94	0,15	0,35	1,05	0,21	96,01
	K225311	0,19	2,85	0,12	0,38	0,77	0,36	95,33
	K225312	0,34	2,94	0,18	0,35	1,14	0,35	94,70
vyhodnocení	C _{stif} ^G	0,25	3,11	0,14	0,26	1,24	0,33	94,66
	S _{n-1}	0,10	0,11	0,09	0,10	0,08	0,11	0,09
	C _{stif} ^{EB}	0,25	2,71	0,16	0,37	1,05	0,34	95,17
	S _{n-1}	0,07	0,36	0,02	0,02	0,17	0,10	0,43
	k _{ef} ²	1,01	1,15	0,90	0,71	1,18	0,97	0,99

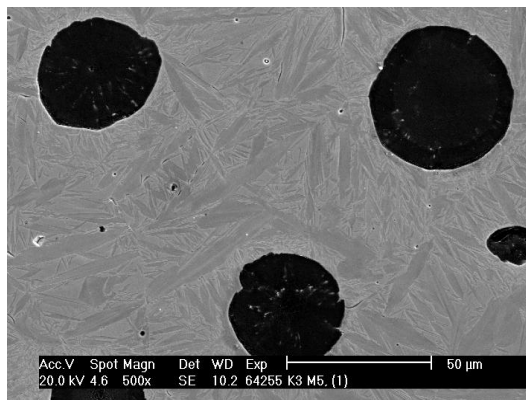


místo 3	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
		[hm.%]						
C ^G	K225401	0,17	3,03	0,00	0,16	1,31	0,38	94,95
	K225402	0,14	3,05	0,15	0,36	1,03	0,16	95,11
	K225403	0,26	2,96	0,20	0,32	0,90	0,20	95,16
	K225404	0,17	2,90	0,16	0,31	1,13	0,42	94,91
	K225405	0,28	3,00	0,16	0,33	1,09	0,25	94,89
	K225406	0,00	2,82	0,08	0,32	0,84	0,20	95,74
C ^{EB}	K225407	0,39	2,55	0,15	0,42	0,77	0,13	95,59
	K225408	0,17	2,62	0,17	0,50	0,77	0,33	95,44
	K225409	0,27	2,63	0,25	0,39	0,67	0,00	95,79
	K225410	0,26	2,35	0,11	0,44	0,87	0,20	95,77
	K225411	0,28	2,38	0,21	0,41	0,80	0,34	95,58
	K225412	0,29	2,52	0,11	0,38	0,87	0,30	95,53
vyhodnocení	C _{stif} ^G	0,17	2,96	0,13	0,30	1,05	0,27	95,13
	S _{n-1}	0,09	0,08	0,07	0,06	0,15	0,10	0,29
	C _{stif} ^{EB}	0,28	2,51	0,17	0,42	0,80	0,22	95,62
	S _{n-1}	0,06	0,11	0,05	0,04	0,07	0,12	0,13
	k _{ef} ³	0,61	1,18	0,75	0,71	1,31	1,24	0,99

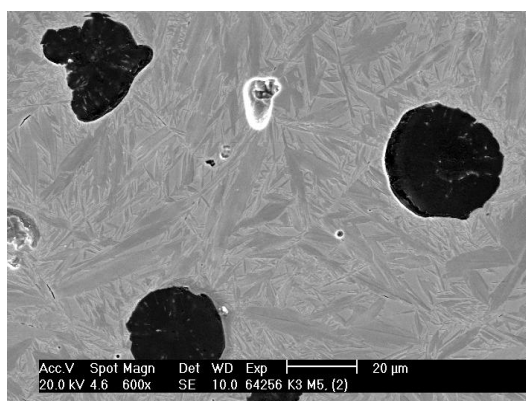


P14 Výsledky EDS bodových analýz a jejich zpracování s dokumentací analyzovaného místa. Tavba K3. Homogenizováno 1100°C/5h./voda.

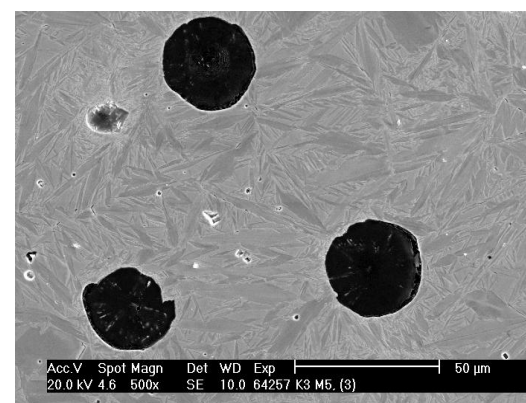
místo	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
1		[hm.%]						
C ^G	K325501	0,29	3,20	0,17	0,40	3,46	0,50	91,98
	K325502	0,00	3,30	0,17	0,38	3,57	0,45	92,13
	K325503	0,15	3,32	0,18	0,32	3,23	0,55	92,25
	K325504	0,35	3,20	0,09	0,23	3,48	0,51	92,14
	K325505	1,86	4,99	0,40	0,39	3,29	0,00	89,07
	K325506	0,22	3,39	0,12	0,27	3,48	0,34	92,18
C ^{EB}	K325507	0,26	3,04	0,25	0,34	3,11	0,53	92,47
	K325508	0,27	2,89	0,11	0,17	3,17	0,51	92,88
	K325509	0,42	3,14	0,17	0,40	3,10	0,31	92,46
	K325510	0,29	3,07	0,16	0,41	3,11	0,37	92,59
	K325511	0,18	3,09	0,20	0,33	2,96	0,39	92,85
	K325512	0,37	3,09	0,12	0,18	2,86	0,37	93,01
vyhodnocení	C _{stř} ^G	0,48	3,57	0,19	0,33	3,42	0,39	91,63
	S _{n-1}	0,63	0,64	0,10	0,06	0,12	0,19	1,15
	C _{stř} ^{EB}	0,30	3,05	0,17	0,31	3,11	0,41	92,71
	S _{n-1}	0,08	0,08	0,05	0,10	0,18	0,08	0,21
	k _{ef} ¹	1,60	1,17	1,12	1,09	1,10	0,95	0,99



místo	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
2		[hm.%]						
C ^G	K325601	0,35	3,22	0,18	0,28	3,20	0,50	92,27
	K325602	0,33	3,18	0,13	0,34	2,96	0,45	92,61
	K325603	0,38	3,09	0,28	0,49	3,06	0,76	91,94
	K325604	0,23	3,14	0,20	0,41	3,10	0,46	92,46
	K325605	0,22	3,12	0,18	0,46	3,12	0,53	92,37
	K325606	0,16	3,09	0,14	0,25	3,21	0,42	92,73
C ^{EB}	K325607	0,40	2,95	0,16	0,39	2,75	0,39	92,96
	K325608	0,00	2,87	0,12	0,34	2,79	0,64	93,24
	K325609	0,09	3,04	0,18	0,37	2,89	0,33	93,10
	K325610	0,12	3,02	0,16	0,27	2,93	0,43	93,07
	K325611	0,35	3,09	0,10	0,25	2,88	0,30	93,03
	K325612	0,12	2,94	0,09	0,18	2,87	0,20	93,60
vyhodnocení	C _{stř} ^G	0,28	3,14	0,19	0,37	3,11	0,52	92,40
	S _{n-1}	0,08	0,05	0,05	0,09	0,08	0,11	0,25
	C _{stř} ^{EB}	0,18	2,99	0,14	0,30	2,90	0,38	93,17
	S _{n-1}	0,14	0,07	0,03	0,07	0,14	0,14	0,21
	k _{ef} ²	1,55	1,05	1,37	1,24	1,07	1,36	0,99

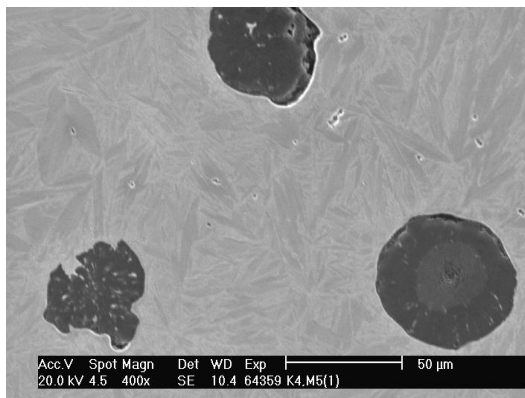


místo	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
3		[hm.%]						
C ^G	K325701	0,12	2,94	0,24	0,49	2,98	0,45	92,78
	K325702	0,29	3,13	0,10	0,29	2,92	0,45	92,82
	K325703	0,09	2,96	0,21	0,38	3,01	0,53	92,82
	K325704	0,00	2,97	0,10	0,39	3,33	0,61	92,60
	K325705	0,39	3,33	0,08	0,27	3,16	0,60	92,17
	K325706	0,33	2,95	0,13	0,27	3,33	0,31	92,68
C ^{EB}	K325707	0,41	2,74	0,10	0,40	2,70	0,36	93,29
	K325708	0,39	2,92	0,26	0,45	2,78	0,45	92,75
	K325709	0,32	2,82	0,14	0,33	2,76	0,40	93,23
	K325710	0,35	2,75	0,08	0,26	2,57	0,23	93,76
	K325711	0,36	2,80	0,22	0,44	2,79	0,49	92,90
	K325712	0,28	2,87	0,00	0,31	2,60	0,45	93,49
vyhodnocení	C _{stř} ^G	0,20	3,05	0,14	0,35	3,12	0,49	92,65
	S _{n-1}	0,14	0,14	0,06	0,08	0,16	0,10	0,23
	C _{stř} ^{EB}	0,35	2,82	0,13	0,37	2,79	0,40	93,24
	S _{n-1}	0,04	0,06	0,09	0,07	0,23	0,09	0,34
	k _{ef} ³	0,58	1,08	1,08	0,95	1,12	1,24	0,99

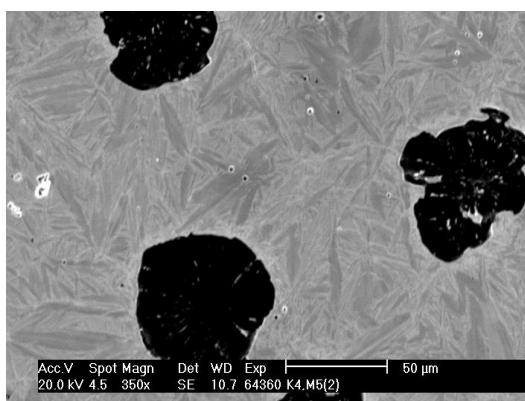


P15 Výsledky EDS bodových analýz a jejich zpracování s dokumentací analyzovaného místa. Tavba K4. Homogenizováno 1100°C/5h./voda.

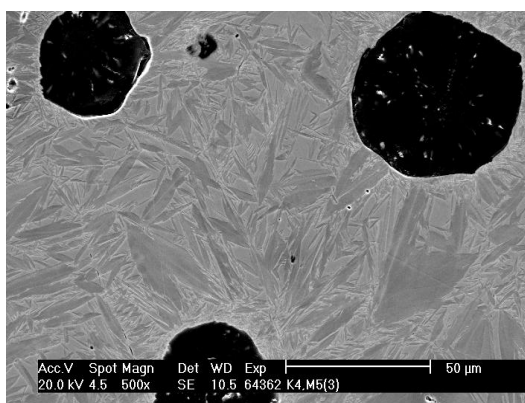
místo 1	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
		[hm.%]						
C ^G	k425901	0,20	3,28	0,17	0,39	4,10	0,41	91,45
	k425902	0,31	3,17	0,10	0,11	4,09	0,23	91,99
	k425903	0,39	3,30	0,10	0,27	4,31	0,12	91,51
	k425904	0,38	3,27	0,14	0,22	4,40	0,30	91,29
	k425905	0,24	3,19	0,07	0,19	4,09	0,07	92,15
	k425906	0,36	3,31	0,09	0,21	4,22	0,38	91,43
C ^{EB}	k425907	0,24	3,07	0,09	0,27	3,90	0,17	92,26
	k425908	0,25	3,12	0,06	0,10	3,98	0,00	92,49
	k425909	0,28	3,04	0,05	0,26	3,78	0,13	92,46
	k425910	0,32	3,02	0,07	0,16	4,02	0,24	92,17
	k425911	0,26	3,08	0,10	0,17	4,01	0,27	92,11
	k425912	0,32	3,16	0,10	0,30	3,92	0,48	91,72
vyhodnocení	C _{stif} ^G	0,31	3,25	0,11	0,23	4,20	0,25	91,64
	S _{n-1}	0,07	0,05	0,03	0,09	0,12	0,13	0,32
	C _{stif} ^{EB}	0,28	3,08	0,08	0,21	3,94	0,22	92,20
	S _{n-1}	0,03	0,05	0,02	0,07	0,08	0,15	0,26
	k _{ef} ¹	1,13	1,06	1,43	1,10	1,07	1,17	0,99



místo 2	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
		[hm.%]						
C ^G	k436001	0,10	3,11	0,13	0,23	4,20	0,28	91,95
	k436002	0,36	3,32	0,09	0,11	4,26	0,29	91,57
	k436003	0,30	3,12	0,17	0,10	4,04	0,45	91,82
	k436004	0,34	3,18	0,13	0,31	4,04	0,48	91,52
	k436005	0,30	3,15	0,10	0,23	4,27	0,39	91,56
	k436006	0,33	3,12	0,20	0,42	4,46	0,45	91,02
C ^{EB}	k436007	0,14	3,00	0,17	0,20	3,74	0,42	92,33
	k436008	0,28	2,99	0,15	0,38	3,95	0,51	91,74
	k436009	0,00	2,96	0,14	0,32	3,99	0,28	92,31
	k436010	0,00	3,08	0,20	0,34	3,85	0,22	92,31
	k436011	0,07	2,97	0,13	0,31	3,95	0,32	92,25
	k436012	0,22	3,04	0,10	0,30	4,03	0,44	91,87
vyhodnocení	C _{stif} ^G	0,29	3,17	0,14	0,23	4,21	0,39	91,57
	S _{n-1}	0,09	0,07	0,04	0,11	0,15	0,08	0,29
	C _{stif} ^{EB}	0,12	3,01	0,15	0,31	3,92	0,37	92,14
	S _{n-1}	0,11	0,04	0,03	0,05	0,10	0,10	0,24
	k _{ef} ²	2,44	1,05	0,92	0,76	1,07	1,07	0,99

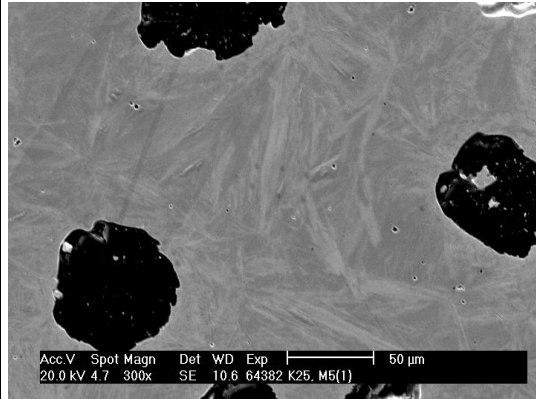


místo 3	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
		[hm.%]						
C ^G	k436201	0,27	3,12	0,15	0,36	4,08	0,36	91,66
	k436202	0,00	3,06	0,11	0,28	4,28	0,46	91,81
	k436203	0,15	3,08	0,12	0,34	3,86	0,28	92,17
	k436204	0,18	2,99	0,11	0,33	3,82	0,40	92,17
	k436205	0,39	3,34	0,12	0,29	4,11	0,27	91,48
	k436206	0,00	3,05	0,06	0,14	4,15	0,51	92,09
C ^{EB}	k436207	0,26	2,70	0,07	0,26	3,26	0,27	93,18
	k436208	0,00	2,67	0,06	0,20	3,38	0,22	93,47
	k436209	0,12	2,98	0,20	0,39	3,72	0,33	92,26
	k436210	0,28	2,91	0,06	0,18	3,62	0,51	92,44
	k436211	0,20	2,89	0,12	0,31	3,19	0,33	92,96
	k436212	0,22	2,82	0,08	0,16	3,40	0,44	92,88
vyhodnocení	C _{stif} ^G	0,17	3,11	0,11	0,29	4,05	0,38	91,90
	S _{n-1}	0,14	0,11	0,03	0,07	0,16	0,09	0,27
	C _{stif} ^{EB}	0,18	2,83	0,10	0,25	3,43	0,35	92,87
	S _{n-1}	0,10	0,11	0,05	0,08	0,19	0,10	0,41
	k _{ef} ³	0,92	1,10	1,14	1,16	1,18	1,09	0,99

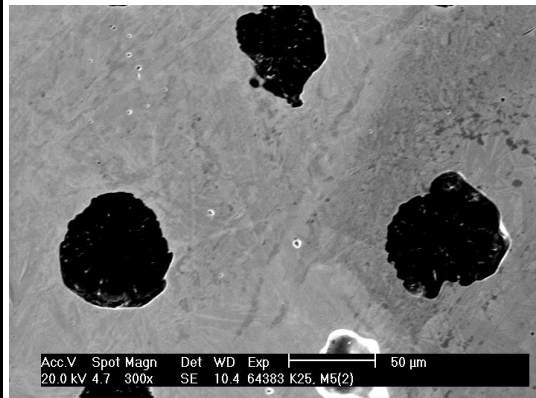


P16 Výsledky EDS bodových analýz a jejich zpracování s dokumentací analyzovaného místa. Tavba K25. Homogenizováno 1100°C/5h./voda.

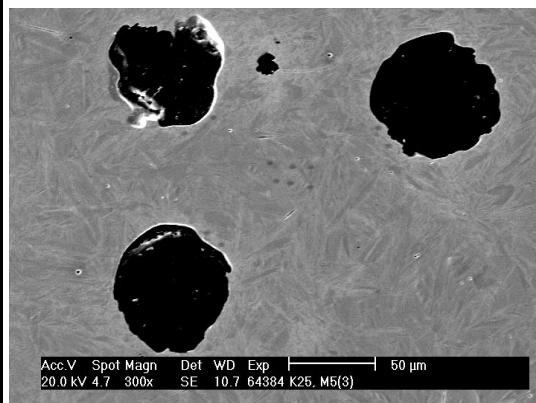
místo 1	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Mo	Fe
		[hm.%]							
C ^G	K538201	0,26	2,53	0,16	0,44	2,37	0,37	0,36	93,51
	K538202	0,28	2,44	0,13	0,33	2,41	0,28	0,49	93,64
	K538203	0,28	2,58	0,00	0,12	2,33	0,24	0,31	94,14
	K538204	0,27	2,50	0,10	0,36	2,37	0,22	0,35	93,83
	K538205	0,18	2,50	0,11	0,17	2,29	0,11	0,34	94,30
	K538206	0,38	2,64	0,11	0,31	2,33	0,36	0,39	93,48
C ^{EB}	K5	0,00	2,13	0,31	0,49	2,03	0,21	0	94,83
	K6	0,14	2,12	0,25	0,63	2,06	0,22	0,51	94,07
	K7	0,19	1,83	0,09	0,42	1,67	0,37	0,36	95,07
	K8	0,06	2,05	0,19	0,54	1,98	0,48	0,53	94,17
	K9	0,38	2,06	0,15	0,33	1,78	0,24	0,56	94,50
	K10	0,19	1,97	0,21	0,49	1,67	0,37	0,43	94,67
vyhodnocení	C _{stf} ^G	0,28	2,53	0,10	0,29	2,35	0,26	0,37	93,82
	S _{n-1}	0,06	0,06	0,05	0,11	0,04	0,09	0,06	0,31
	C _{stf} ^{EB}	0,16	2,03	0,20	0,48	1,87	0,32	0,40	94,55
	S _{n-1}	0,12	0,10	0,07	0,09	0,16	0,10	0,19	0,35
	k _{ef} ¹	1,72	1,25	0,51	0,60	1,26	0,84	0,94	0,99



místo 2	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Mo	Fe
		[hm.%]							
C ^G	K538301	0,13	2,52	0,20	0,40	2,52	0,49	0,27	93,47
	K538302	0,39	2,78	0,12	0,48	2,62	0,37	0,33	92,91
	K538303	0,10	2,50	0,14	0,43	2,40	0,35	0,26	93,82
	K538304	0,07	2,44	0,15	0,34	2,39	0,38	0,34	93,89
	K538305	0,36	2,47	0,12	0,33	2,51	0,23	0,24	93,74
	K538306	0,00	2,46	0,21	0,45	2,33	0,28	0,3	93,97
C ^{EB}	K538307	0,16	2,39	0,16	0,39	2,25	0,46	0,48	93,71
	K538308	0,00	2,26	0,30	0,45	2,15	0,44	0	94,40
	K538309	0,13	2,30	0,03	0,16	1,87	0,30	0,34	94,87
	K538310	0,00	2,23	0,13	0,21	2,02	0,30	0,33	94,78
	K538311	0,20	2,32	0,14	0,42	2,05	0,41	0,3	94,16
	K538312	0,06	2,08	0,14	0,35	1,71	0,27	0,42	94,97
vyhodnocení	C _{stf} ^G	0,18	2,53	0,16	0,41	2,46	0,35	0,29	93,63
	S _{n-1}	0,15	0,12	0,04	0,05	0,10	0,08	0,04	0,36
	C _{stf} ^{EB}	0,09	2,26	0,15	0,33	2,01	0,07	0,08	94,48
	S _{n-1}	0,08	0,10	0,08	0,11	0,18	0,08	0,14	0,44
	k _{ef} ²	1,91	1,12	1,04	1,23	1,23	0,08	0,15	0,99

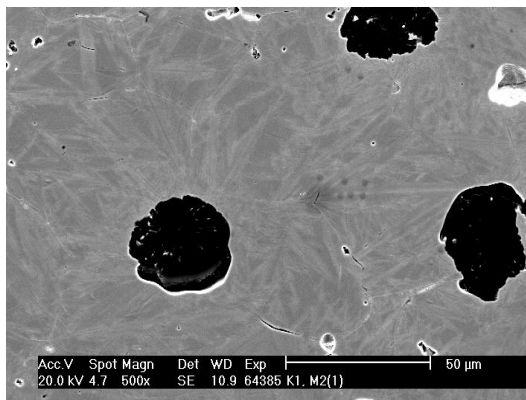


místo 3	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Mo	Fe
		[hm.%]							
C ^G	K538401	0,30	2,59	0,14	0,40	2,52	0,21	0,13	93,71
	K538402	0,30	2,53	0,16	0,55	2,56	0,44	0,25	93,21
	K538403	0,21	2,57	0,11	0,21	2,57	0,35	0,21	93,77
	K538404	0,08	2,62	0,15	0,43	2,52	0,00	0,15	94,05
	K538405	0,19	2,46	0,27	0,52	2,56	0,40	0,31	93,29
	K538406	0,21	2,43	0,18	0,48	2,39	0,32	0,16	93,83
C ^{EB}	K538407	0,00	2,39	0,13	0,51	2,26	0,28	0,23	94,20
	K538408	0,00	2,33	0,15	0,59	2,13	0,26	0,42	94,12
	K538409	0,12	2,25	0,17	0,58	2,18	0,44	0,37	93,89
	K538410	0,00	2,38	0,14	0,39	2,20	0,38	0,48	94,03
	K538411	0,32	2,31	0,19	0,36	2,03	0,29	0,2	94,30
	K538412	0,00	2,34	0,12	0,42	1,90	0,29	0	94,93
vyhodnocení	C _{stf} ^G	0,22	2,53	0,17	0,43	2,52	0,29	0,20	93,64
	S _{n-1}	0,07	0,07	0,05	0,11	0,06	0,15	0,06	0,30
	C _{stf} ^{EB}	0,07	2,33	0,15	0,48	2,12	0,32	0,28	94,25
	S _{n-1}	0,12	0,05	0,02	0,09	0,12	0,06	0,16	0,33
	k _{ef} ³	2,93	1,09	1,12	0,91	1,19	0,89	0,71	0,99

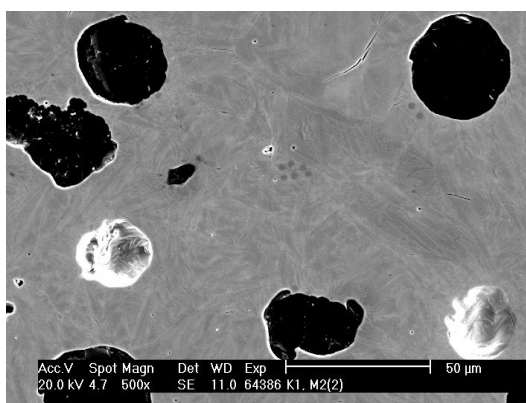


P17 Výsledky EDS bodových analýz a jejich zpracování s dokumentací analyzovaného místa. Tavba K1. Homogenizováno 1100°C/2h./voda.

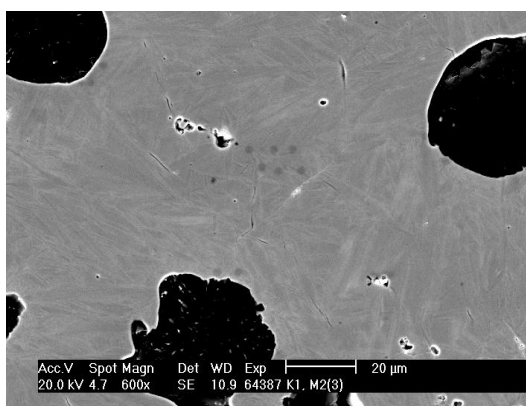
místo 1	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
		[hm.%]						
C ^G	K138501	0,06	2,65	0,11	0,32	0,69	0,22	95,95
	K138502	0,22	2,74	0,16	0,31	0,81	0,28	95,48
	K138503	0,24	2,75	0,00	0,30	0,67	0,21	95,83
	K138504	0,41	2,88	0,14	0,15	0,67	0,21	95,54
	K138505	0,07	3,87	0,05	0,31	0,64	0,27	94,79
	K138506	0,47	2,90	0,18	0,41	0,75	0,41	94,88
C ^{EB}	K138507	0,30	2,58	0,13	0,40	0,59	0,28	95,72
	K138508	0,41	2,48	0,18	0,37	0,56	0,40	95,60
	K138509	0,35	2,64	0,09	0,32	0,61	0,42	95,57
	K138510	0,38	2,54	0,17	0,30	0,61	0,41	95,59
	K138511	0,42	2,46	0,04	0,29	0,52	0,16	96,11
	K138512	0,26	2,51	0,05	0,37	0,52	0,36	95,93
vyhodnocení	C _{stif} ^G	0,25	2,97	0,11	0,30	0,71	0,27	95,41
	S _{n-1}	0,15	0,41	0,06	0,08	0,06	0,07	0,44
	C _{stif} ^{EB}	0,35	2,54	0,11	0,34	0,57	0,34	95,75
	S _{n-1}	0,06	0,06	0,05	0,04	0,04	0,09	0,20
	k _{ef} ¹	0,69	1,17	0,97	0,88	1,24	0,79	1,00



místo 2	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
		[hm.%]						
C ^G	K138601	0,33	2,82	0,00	0,15	0,67	0,07	95,96
	K138602	0,29	3,01	0,18	0,44	0,78	0,28	95,02
	K138603	0,23	2,66	0,17	0,41	0,63	0,26	95,64
	K138604	0,19	2,77	0,18	0,38	0,84	0,31	95,33
	K138605	0,28	2,87	0,09	0,23	0,67	0,18	95,68
	K138606	0,28	2,81	0,06	0,15	0,61	0,17	95,92
C ^{EB}	K138607	0,36	2,47	0,18	0,44	0,49	0,15	95,91
	K138608	0,34	2,41	0,06	0,17	0,57	0,25	96,20
	K138609	0,34	2,36	0,11	0,33	0,57	0,27	96,02
	K138610	0,45	2,72	0,15	0,38	0,54	0,11	95,65
	K138611	0,30	2,38	0,14	0,36	0,59	0,24	95,99
	K138612	0,28	2,56	0,08	0,14	0,44	0,26	96,24
vyhodnocení	C _{stif} ^G	0,27	2,82	0,11	0,29	0,70	0,21	95,59
	S _{n-1}	0,04	0,11	0,07	0,12	0,08	0,08	0,33
	C _{stif} ^{EB}	0,35	2,48	0,12	0,30	0,53	0,21	96,00
	S _{n-1}	0,05	0,12	0,04	0,11	0,05	0,06	0,20
	k _{ef} ²	0,77	1,14	0,94	0,97	1,31	0,99	1,00

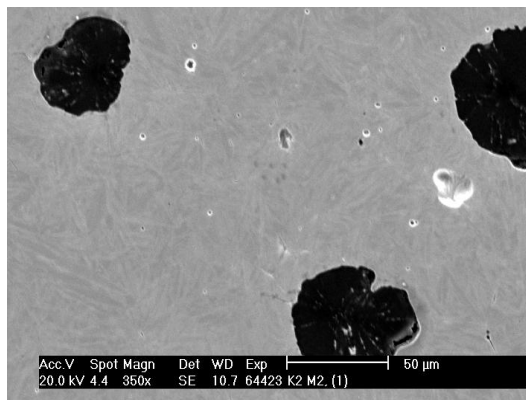


místo 3	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
		[hm.%]						
C ^G	K138701	0,32	2,82	0,04	0,10	0,85	0,32	95,55
	K138702	0,14	2,75	0,12	0,36	0,74	0,44	95,45
	K138703	0,27	2,73	0,09	0,18	0,73	0,12	95,88
	K138704	0,41	2,67	0,11	0,21	0,73	0,20	95,67
	K138705	0,30	2,92	0,06	0,13	0,72	0,13	95,74
	K138706	0,25	2,75	0,04	0,32	0,78	0,25	95,61
C ^{EB}	K138707	0,43	2,66	0,09	0,20	0,68	0,28	95,66
	K138708	0,49	2,55	0,06	0,11	0,69	0,41	95,69
	K138709	0,30	2,64	0,05	0,20	0,61	0,30	95,90
	K138710	0,31	2,62	0,24	0,48	0,59	0,26	95,50
	K138711	0,00	2,54	0,06	0,15	0,61	0,20	96,44
	K138712	0,00	2,53	0,20	0,36	0,50	0,12	96,29
vyhodnocení	C _{stif} ^G	0,28	2,77	0,08	0,22	0,76	0,24	95,65
	S _{n-1}	0,08	0,08	0,03	0,09	0,05	0,11	0,14
	C _{stif} ^{EB}	0,26	2,59	0,12	0,25	0,61	0,26	95,91
	S _{n-1}	0,19	0,05	0,07	0,13	0,06	0,09	0,34
	k _{ef} ³	1,10	1,07	0,66	0,87	1,24	0,93	1,00

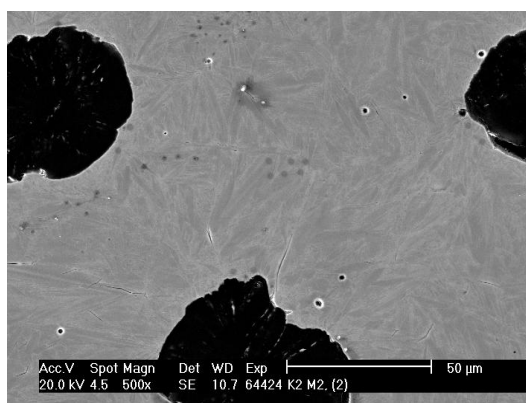


P18 Výsledky EDS bodových analýz a jejich zpracování s dokumentací analyzovaného místa. Tavba K2. Homogenizováno 1100°C/2h./voda.

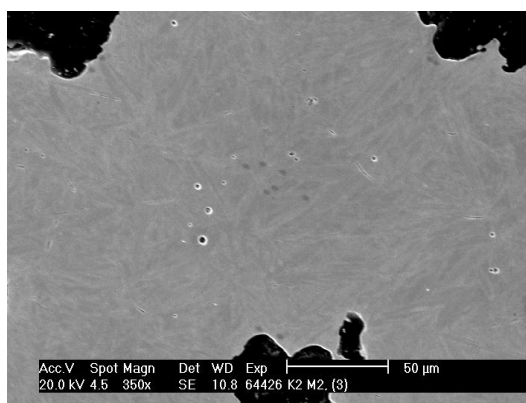
místo	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
1		[hm.%]						
C _G	K242301	0,19	3,13	0,14	0,36	1,14	0,41	94,63
	K242302	0,06	3,13	0,11	0,20	1,09	0,10	95,31
	K242303	0,34	3,12	0,13	0,33	1,28	0,34	94,46
	K242304	0,18	3,18	0,10	0,20	1,13	0,46	94,75
	K242305	0,33	3,17	0,19	0,43	1,36	0,46	94,06
	K242306	0,11	3,14	0,18	0,30	1,20	0,29	94,78
C _{EB}	K242307	0,37	2,73	0,24	0,44	0,97	0,23	95,02
	K242308	0,00	2,65	0,15	0,44	1,01	0,23	95,52
	K242309	0,00	2,61	0,06	0,17	0,88	0,00	96,28
	K242310	0,34	2,94	0,04	0,25	0,96	0,37	95,10
	K242311	0,34	2,72	0,16	0,40	0,90	0,14	95,34
	K242312	0,00	2,71	0,14	0,29	1,05	0,49	95,32
vyhodnocení	C _{stř} ^G	0,20	3,15	0,14	0,30	1,20	0,34	94,67
	S _{n-1}	0,10	0,02	0,03	0,08	0,09	0,12	0,38
	C _{stř} ^{EB}	0,18	2,73	0,13	0,33	0,96	0,24	95,43
	S _{n-1}	0,18	0,10	0,07	0,10	0,06	0,16	0,41
	k _{ef} ¹	1,15	1,15	1,08	0,91	1,25	1,41	0,99



místo	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
2		[hm.%]						
C _G	K242401	0,32	3,11	0,17	0,40	1,19	0,33	94,48
	K242402	0,15	3,06	0,11	0,33	1,27	0,40	94,68
	K242403	0,00	3,24	0,20	0,45	1,26	0,25	94,60
	K242404	0,00	3,11	0,07	0,36	1,21	0,21	95,04
	K242405	0,29	3,18	0,13	0,27	1,24	0,26	94,63
	K242406	0,28	3,19	0,08	0,28	1,22	0,16	94,79
C _{EB}	K242407	0,16	2,96	0,20	0,30	0,89	0,00	95,49
	K242408	0,07	3,05	0,20	0,39	1,06	0,17	95,06
	K242409	0,00	3,06	0,06	0,23	0,98	0,00	95,67
	K242410	0,27	3,05	0,16	0,36	1,15	0,43	94,58
	K242411	0,23	3,05	0,22	0,39	1,04	0,28	94,79
	K242412	0,15	2,96	0,08	0,39	1,10	0,35	94,97
vyhodnocení	C _{stř} ^G	0,17	3,15	0,13	0,35	1,23	0,27	94,70
	S _{n-1}	0,13	0,06	0,05	0,06	0,03	0,08	0,18
	C _{stř} ^{EB}	0,15	3,02	0,15	0,34	1,04	0,21	95,09
	S _{n-1}	0,09	0,04	0,06	0,06	0,08	0,16	0,38
	k _{ef} ²	1,18	1,04	0,83	1,01	1,19	1,31	1,00

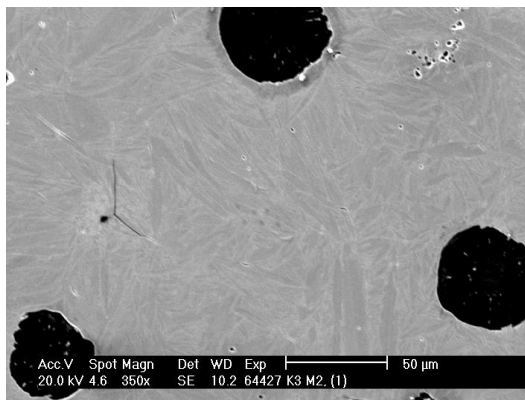


místo	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
3		[hm.%]						
C _G	K242601	0,12	3,18	0,09	0,14	0,98	0,26	95,23
	K242602	0,09	3,13	0,10	0,16	1,15	0,46	94,91
	K242603	0,30	3,04	0,08	0,24	1,27	0,47	94,60
	K242604	0,00	3,13	0,10	0,27	1,17	0,24	95,09
	K242605	0,13	3,01	0,15	0,30	1,28	0,44	94,69
	K242606	0,00	3,02	0,14	0,36	1,11	0,43	94,94
C _{EB}	K242607	0,19	2,80	0,18	0,33	0,73	0,12	95,65
	K242608	0,05	2,71	0,11	0,36	0,96	0,33	95,48
	K242609	0,00	2,65	0,00	0,18	0,94	0,28	95,95
	K242610	0,23	2,69	0,16	0,32	0,80	0,22	95,58
	K242611	0,08	2,71	0,15	0,35	0,81	0,33	95,57
	K242612	0,18	2,84	0,11	0,32	0,92	0,31	95,32
vyhodnocení	C _{stř} ^G	0,11	3,09	0,11	0,25	1,16	0,38	94,91
	S _{n-1}	0,10	0,06	0,03	0,08	0,10	0,10	0,22
	C _{stř} ^{EB}	0,12	2,73	0,12	0,31	0,86	0,27	95,59
	S _{n-1}	0,08	0,07	0,06	0,06	0,08	0,07	0,19
	k _{ef} ³	0,88	1,13	0,93	0,79	1,35	1,45	0,99

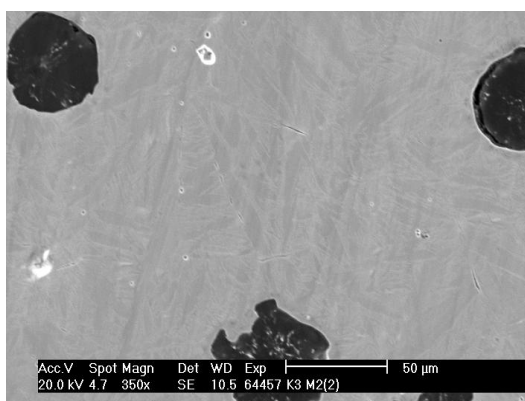


P19 Výsledky EDS bodových analýz a jejich zpracování s dokumentací analyzovaného místa. Tabva K3. Homogenizováno 1100°C/2h./voda.

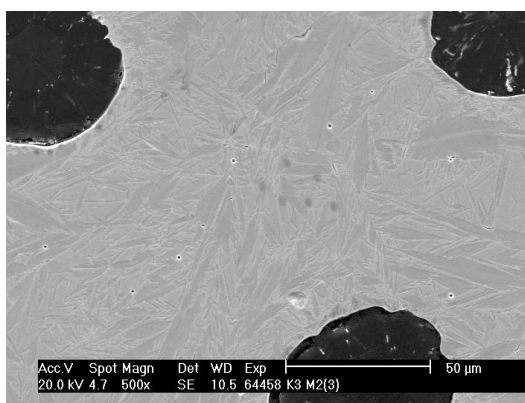
místo 1	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
		[hm.%]						
C ^G	K342701	0,00	3,42	0,11	0,27	3,10	0,38	92,72
	K342702	0,13	3,27	0,00	0,30	3,36	0,31	92,63
	K342703	0,24	3,16	0,25	0,32	3,49	0,40	92,14
	K342704	0,38	3,37	0,16	0,28	3,40	0,44	91,97
	K342705	0,06	3,57	0,11	0,23	3,59	0,71	91,73
	K342706	0,29	3,28	0,13	0,26	3,18	0,40	92,46
C ^{EB}	K342707	0,39	3,19	0,07	0,12	3,05	0,38	92,80
	K342708	0,58	2,97	0,00	0,08	2,85	0,24	93,28
	K342709	0,24	3,21	0,08	0,26	3,02	0,30	92,89
	K342710	0,28	2,78	0,06	0,23	3,07	0,45	93,13
	K342711	0,31	3,17	0,10	0,13	3,03	0,35	92,91
	K342712	0,34	3,19	0,11	0,34	2,86	0,32	92,84
vyhodnocení	C _{stif} ^G	0,18	3,35	0,13	0,28	3,35	0,44	92,28
	S _{n-1}	0,13	0,13	0,07	0,03	0,17	0,13	0,36
	C _{stif} ^{EB}	0,36	3,09	0,07	0,19	2,98	0,34	92,98
	S _{n-1}	0,11	0,16	0,04	0,09	0,09	0,07	0,17
	k _{ef} ¹	0,51	1,08	1,81	1,43	1,13	1,29	0,99



místo 2	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
		[hm.%]						
C ^G	K345701	0,09	2,99	0,14	0,36	3,30	0,55	92,57
	K345702	0,18	2,91	0,14	0,33	3,47	0,40	92,57
	K345703	0,38	2,98	0,00	0,15	3,25	0,36	92,88
	K345704	0,25	2,89	0,08	0,37	3,29	0,34	92,78
	K345705	0,27	2,83	0,11	0,31	3,67	0,82	91,99
	K345706	0,23	2,92	0,05	0,24	3,52	0,83	92,21
C ^{EB}	K345707	0,09	2,72	0,00	0,13	2,54	0,26	94,26
	K345708	0,12	2,75	0,00	0,00	2,81	0,39	93,93
	K345709	0,32	2,82	0,10	0,36	3,10	0,32	92,98
	K345710	0,22	2,77	0,14	0,35	2,84	0,40	93,28
	K345711	0,39	2,78	0,10	0,42	3,03	0,37	92,91
	K345712	0,25	2,76	0,18	0,31	3,16	0,24	93,10
vyhodnocení	C _{stif} ^G	0,23	2,92	0,09	0,29	3,42	0,55	92,50
	S _{n-1}	0,09	0,05	0,05	0,08	0,15	0,21	0,31
	C _{stif} ^{EB}	0,23	2,77	0,09	0,26	2,91	0,33	93,41
	S _{n-1}	0,10	0,03	0,07	0,15	0,21	0,06	0,51
	k _{ef} ²	1,01	1,06	1,00	1,12	1,17	1,67	0,99

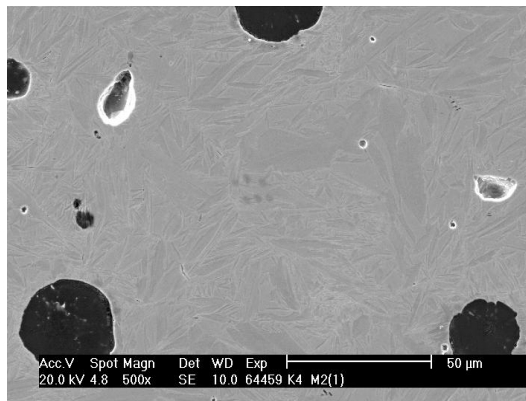


místo 3	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
		[hm.%]						
C ^G	K345801	0,28	2,93	0,12	0,22	3,65	0,53	92,27
	K345802	0,06	3,08	0,12	0,34	3,47	0,38	92,55
	K345803	0,24	3,08	0,10	0,29	3,21	0,39	92,69
	K345804	0,25	2,90	0,06	0,17	3,23	0,53	92,86
	K345805	0,19	3,11	0,11	0,20	3,21	0,31	92,87
	K345806	0,27	3,09	0,12	0,19	3,31	0,44	92,58
C ^{EB}	K345807	0,38	2,86	0,15	0,24	2,84	0,36	93,17
	K345808	0,21	2,77	0,17	0,09	2,73	0,13	93,90
	K345809	0,19	2,80	0,09	0,19	2,92	0,32	93,49
	K345810	0,24	2,82	0,12	0,30	3,08	0,43	93,01
	K345811	0,21	2,80	0,05	0,11	2,99	0,25	93,59
	K345812	0,15	2,85	0,12	0,29	3,19	0,30	93,10
vyhodnocení	C _{stif} ^G	0,22	3,03	0,11	0,24	3,35	0,43	92,64
	S _{n-1}	0,08	0,08	0,02	0,06	0,16	0,08	0,21
	C _{stif} ^{EB}	0,23	2,82	0,12	0,20	2,96	0,30	93,38
	S _{n-1}	0,07	0,03	0,04	0,08	0,15	0,09	0,31
	k _{ef} ³	0,93	1,08	0,90	1,16	1,13	1,44	0,99

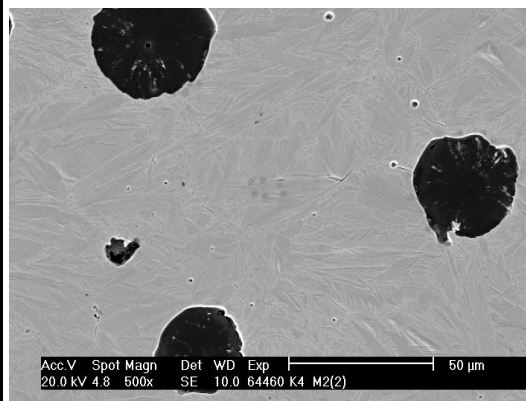


P20 Výsledky EDS bodových analýz a jejich zpracování s dokumentací analyzovaného místa. Tavba K4. Homogenizováno 1100°C/2h./voda.

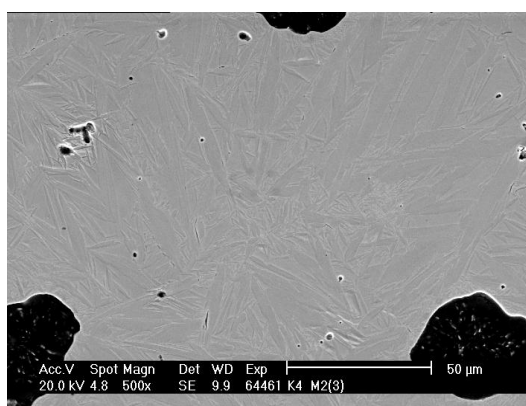
místo 1	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
		[hm. %]						
C ^G	K445901	0,19	2,95	0,28	0,54	3,90	0,61	91,65
	K445902	0,00	2,87	0,17	0,00	3,93	0,72	92,88
	K445903	0,00	3,24	0,14	0,74	3,99	0,57	91,32
	K445904	0,36	3,18	0,08	0,66	3,85	0,50	91,37
	K445905	0,29	3,08	0,24	0,97	4,19	0,41	90,82
	K445906	0,24	3,13	0,08	0,77	4,28	0,75	90,75
C ^{EB}	K445907	0,00	2,83	0,00	0,46	3,35	0,71	92,61
	K445908	0,22	2,81	0,32	0,96	3,17	0,25	92,27
	K445909	0,38	2,81	0,18	0,82	3,40	0,44	91,97
	K445910	0,39	2,87	0,18	0,83	3,57	0,32	91,84
	K445911	0,13	2,75	0,10	0,56	3,59	0,36	92,51
	K445912	0,00	2,83	0,18	0,57	3,40	0,29	92,08
vyhodnocení	C _{stř} ^G	0,18	3,08	0,17	0,61	4,02	0,59	91,47
	S _{n-1}	0,14	0,13	0,08	0,30	0,16	0,12	0,71
	C _{stř} ^{EB}	0,19	2,82	0,16	0,70	3,41	0,40	92,21
	S _{n-1}	0,16	0,04	0,10	0,18	0,14	0,15	0,28
	k _{ef} ¹	0,96	1,09	1,03	0,88	1,18	1,50	0,99



místo 2	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
		[hm. %]						
C ^G	K446001	0,12	3,01	0,11	0,29	3,94	0,39	92,14
	K446002	0,16	2,93	0,22	0,42	3,96	0,44	92,09
	K446003	0,43	3,19	0,12	0,35	4,37	0,23	91,31
	K446004	0,09	2,93	0,13	0,22	4,24	0,39	92,00
	K446005	0,31	2,96	0,10	0,18	4,10	0,20	92,15
	K446006	0,24	3,15	0,04	0,00	3,95	0,41	92,21
C ^{EB}	K446007	0,27	2,54	0,13	0,28	3,29	0,42	93,07
	K446008	0,17	2,79	0,13	0,31	3,55	0,31	92,74
	K446009	0,00	2,82	0,00	0,21	3,65	0,00	93,32
	K446010	0,00	2,67	0,19	0,31	3,33	0,38	93,12
	K446011	0,10	2,81	0,10	0,16	3,65	0,19	92,99
	K446012	0,11	2,79	0,17	0,33	3,88	0,48	92,02
vyhodnocení	C _{stř} ^G	0,23	3,03	0,12	0,24	4,09	0,34	91,98
	S _{n-1}	0,12	0,10	0,05	0,13	0,16	0,09	0,31
	C _{stř} ^{EB}	0,11	2,74	0,12	0,27	3,56	0,30	92,88
	S _{n-1}	0,09	0,10	0,06	0,06	0,20	0,16	0,42
	k _{ef} ²	2,08	1,11	1,00	0,91	1,15	1,16	0,99

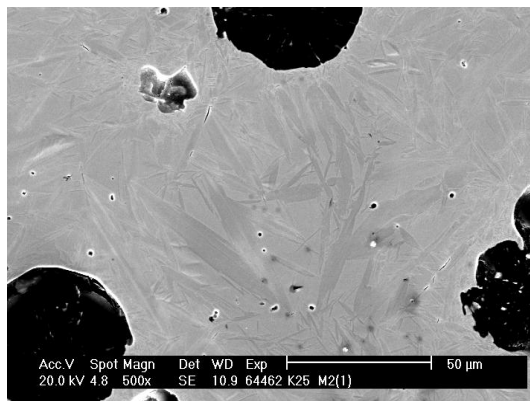


místo 3	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
		[hm. %]						
C ^G	K446101	0,08	3,00	0,22	0,47	4,35	0,44	91,44
	K446102	0,31	3,39	0,14	0,30	4,21	0,20	91,45
	K446103	0,43	3,12	0,10	0,22	4,18	0,25	91,70
	K446104	0,23	3,02	0,21	0,30	4,08	0,17	91,99
	K446105	0,00	2,98	0,15	0,31	4,11	0,35	92,10
	K446106	0,36	3,02	0,12	0,36	4,24	0,32	91,58
C ^{EB}	K446107	0,00	2,92	0,12	0,45	3,84	0,17	92,50
	K446108	0,00	2,93	0,13	0,37	4,05	0,55	91,97
	K446109	0,32	2,97	0,12	0,32	4,07	0,52	91,68
	K446110	0,33	2,97	0,10	0,21	3,86	0,25	92,28
	K446111	0,19	2,89	0,16	0,35	3,97	0,34	92,10
	K446112	0,06	2,95	0,13	0,26	4,06	0,27	92,27
vyhodnocení	C _{stř} ^G	0,24	3,09	0,16	0,33	4,20	0,29	91,71
	S _{n-1}	0,15	0,14	0,04	0,08	0,09	0,09	0,25
	C _{stř} ^{EB}	0,15	2,94	0,13	0,33	3,98	0,35	92,13
	S _{n-1}	0,14	0,03	0,02	0,08	0,09	0,14	0,26
	k _{ef} ³	1,57	1,05	1,24	1,00	1,06	0,82	1,00

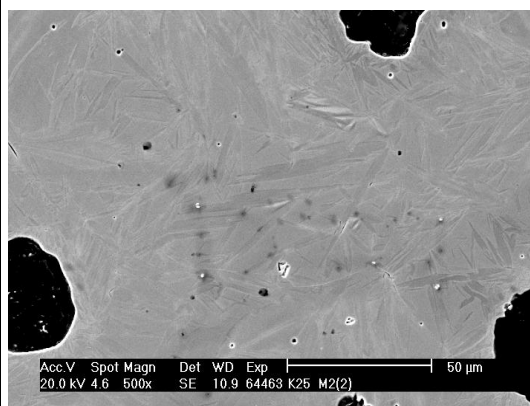


P21 Výsledky EDS bodových analýz a jejich zpracování s dokumentací analyzovaného místa. Tavba K25. Homogenizováno 1100°C/2h./voda.

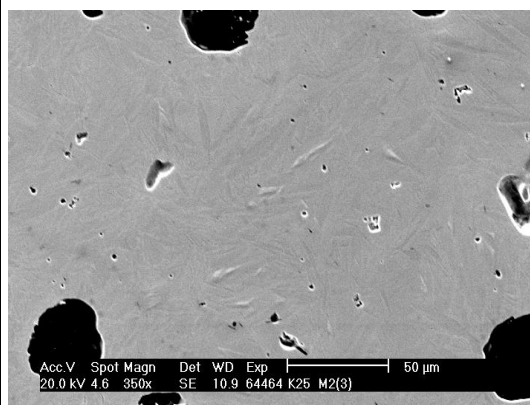
místo 1	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Mo	Fe
		[hm.%]							
C ^G	K546201	0,12	2,58	0,05	0,13	2,47	0,25	0,37	94,03
	K546202	0,57	2,52	0,21	0,60	2,49	0,40	0,56	92,65
	K546203	0,68	2,68	0,17	0,44	2,39	0,17	0,84	92,63
	K546204	0,25	2,46	0,09	0,46	2,54	0,37	0,49	93,34
	K546205	0,29	2,50	0,08	0,36	2,58	0,44	0,18	93,57
	K546206	0,13	2,54	0,14	0,20	2,55	0,42	0,38	93,64
C ^{EB}	K546207	0,23	2,48	0,14	0,44	2,23	0,44	0,31	93,73
	K546208	0,24	2,45	0,10	0,41	2,37	0,22	0,30	93,91
	K546209	0,41	2,41	0,11	0,43	2,27	0,12	0,58	93,67
	K546210	0,27	2,38	0,11	0,32	2,12	0,37	0,40	94,03
	K546211	0,20	2,43	0,23	0,44	2,31	0,35	0,28	93,76
	K546212	0,27	2,39	0,15	0,37	2,37	0,31	0,33	93,81
vyhodnocení	C _{stř} ^G	0,34	2,55	0,12	0,37	2,50	0,34	0,47	93,31
	S _{n-1}	0,21	0,07	0,06	0,16	0,06	0,10	0,20	0,52
	C _{stř} ^{EB}	0,27	2,42	0,14	0,40	2,28	0,30	0,37	93,82
	S _{n-1}	0,07	0,03	0,04	0,04	0,09	0,10	0,10	0,12
	k _{ef} ^z	1,26	1,05	0,88	0,91	1,10	1,13	1,28	0,99



místo 2	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Mo	Fe
		[hm.%]							
C ^G	K546301	0,32	2,46	0,15	0,45	2,43	0,44	0,28	93,47
	K546302	0,33	2,40	0,12	0,44	2,45	0,28	0,37	93,61
	K546303	0,14	2,37	0,07	0,22	2,33	0,41	0,29	94,17
	K546304	0,06	2,29	0,20	0,41	2,19	0,24	0,40	94,21
	K546305	0,44	2,59	0,20	0,41	2,32	0,18	0,45	93,41
	K546306	0,17	2,42	0,20	0,47	2,36	0,17	0,32	93,89
C ^{EB}	K546307	0,15	2,22	0,31	0,56	2,09	0,41	0,34	93,92
	K546308	0,23	2,28	0,18	0,41	2,13	0,20	0,42	94,15
	K546309	0,39	2,21	0,20	0,47	2,08	0,44	0,31	93,90
	K546310	0,24	2,06	0,24	0,40	1,93	0,33	0,37	94,43
	K546311	0,29	2,17	0,08	0,09	1,95	0,24	0,40	94,78
	K546312	0,26	2,22	0,17	0,43	1,66	0,23	0,42	94,61
vyhodnocení	C _{stř} ^G	0,24	2,42	0,16	0,40	2,35	0,29	0,35	93,79
	S _{n-1}	0,13	0,09	0,05	0,08	0,08	0,10	0,06	0,32
	C _{stř} ^{EB}	0,26	2,19	0,20	0,39	1,97	0,31	0,38	94,30
	S _{n-1}	0,07	0,07	0,07	0,15	0,16	0,09	0,04	0,33
	k _{ef} ^z	0,94	1,10	0,80	1,02	1,19	0,93	0,93	0,99

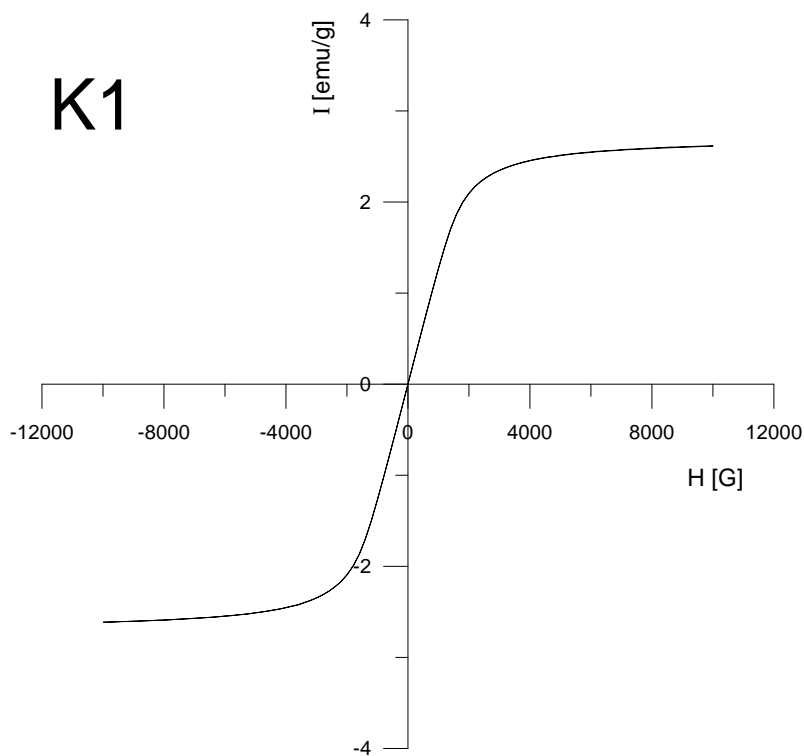


místo 3	BA č.	Mg	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Mo	Fe
		[hm.%]							
C ^G	K546401	0,24	2,51	0,17	0,27	2,30	0,39	0,53	93,59
	K546402	0,22	2,57	0,14	0,51	2,58	0,32	0,33	93,33
	K546403	0,23	2,42	0,18	0,34	2,32	0,16	0,46	93,89
	K546404	0,35	2,47	0,09	0,30	2,46	0,29	0,35	93,69
	K546405	0,27	2,52	0,14	0,32	2,39	0,51	0,40	93,45
	K546406	0,23	2,52	0,06	0,17	2,35	0,39	0,59	93,69
C ^{EB}	K546407	0,32	2,31	0,11	0,23	2,22	0,40	0,41	94,00
	K546408	0,29	2,36	0,10	0,36	1,96	0,29	0,41	94,23
	K546409	0,33	2,37	0,18	0,42	2,00	0,08	0,27	94,35
	K546410	0,26	2,32	0,13	0,16	2,26	0,18	0,24	94,45
	K546411	0,32	2,38	0,13	0,38	2,12	0,55	0,33	93,79
	K546412	0,34	2,38	0,14	0,38	1,97	0,37	0,39	94,03
vyhodnocení	C _{stř} ^G	0,26	2,50	0,13	0,32	2,40	0,34	0,44	93,61
	S _{n-1}	0,04	0,05	0,04	0,10	0,10	0,11	0,09	0,18
	C _{stř} ^{EB}	0,31	2,35	0,13	0,32	2,09	0,31	0,34	94,14
	S _{n-1}	0,03	0,03	0,03	0,09	0,12	0,15	0,07	0,22
	k _{ef} ^z	0,83	1,06	0,99	0,99	1,15	1,10	1,30	0,99



7.3 Magnetismus

P22 Měření magnetických vlastností. Základní stav - vzorek K1



Hmotnost $m = 0,01291$ g

Hodnoty M_s :

$$[2,61712 + 2,61523 + 2,61315 + 2,61076 + 2,60754 + 2,60616 + 2,60249 + 2,60206 + 2,59847 + 2,59563] / 10 = 2,606861$$

$$[(-2,61347) + (-2,61246) + (-2,60942) + (-2,60717) + (-2,60585) + (-2,60193) + (-2,60112) + (-2,59836) + (-2,59567) + (-2,59168)] / 10 = -2,603713$$

$$[2,606861 + 2,603713] / 2 = 2,605287$$

$$\Rightarrow 2,605287 / 0,01291 = 201,8037955 \text{ emu}$$

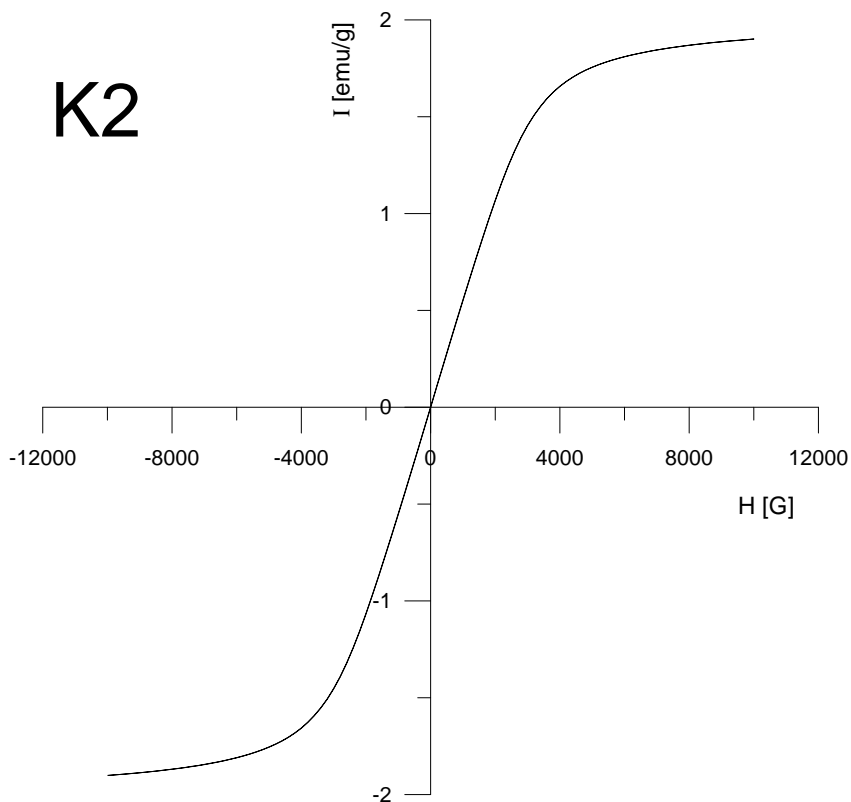
Koercivita H_c

$$\text{Pro } y=0 ; x_1 = -4,25 ; x_2 = 4,55 \Rightarrow |-4,25 + 4,55| / 2 = 4,4 \text{ Oe}$$

Remanentní moment M_r

$$(|0,0035 + 0,003| / 2) / 0,01291 = 0,2517 \text{ emu/g}$$

P23 Měření magnetických vlastností. Základní stav - vzorek K2



Hmotnost $m = 0,00951$ g

Hodnoty M_s :

$$[1,90072 + 1,89827 + 1,89564 + 1,8929 + 1,88994 + 1,88691 + 1,88372 + 1,88042 + 1,87672 + 1,8729] / 10 = 1,887814$$

$$[(-1,90135) + (-1,89889) + (-1,89627) + (-1,89349) + (-1,89058) + (-1,88747) + (-1,88423) + (-1,88086) + (-1,87729) + (-1,87344)] / 10 = 1,8884309$$

$$[1,887814 + 1,8884309] / 2 = 1,88812245$$

$$\Rightarrow 1,88812245 / 0,00951 = 198,5407413 \text{ emu}$$

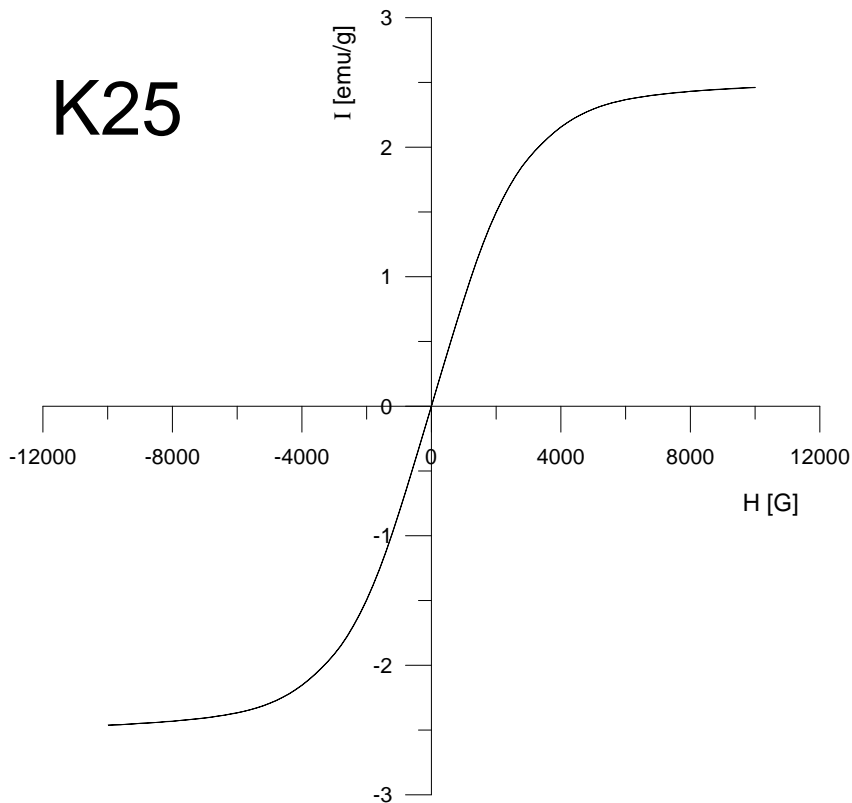
Koercivita H_c

$$\text{Pro } y=0 ; x_1 = -5,2 ; x_2 = 6 \Rightarrow |-5,2 + 6| / 2 = 5,6 \text{ Oe}$$

Remanentní moment M_r

$$((0,0025 + 0,0024) / 2) / 0,00951 = 0,1288 \text{ emu/g}$$

P24 Měření magnetických vlastností. Základní stav - vzorek K25



Hmotnost $m = 0,01142 \text{ g}$

Hodnoty M_s :

$$[2,46016 + 2,45843 + 2,45499 + 2,45204 + 2,4498 + 2,44713 + 2,44444 + 2,44092 + 2,43751 + 2,43363] / 10 = 2,447905$$

$$[(-2,46318) + (-2,46012) + (-2,45858) + (-2,45592) + (-2,45281) + (2,44933) + (-2,44612) + (-2,44302) + (-2,44007) + (-2,43574)] / 10$$

$$= 2,450489$$

$$[2,447905 + 2,450489] / 2 = 2,449197$$

$$\Rightarrow 2,449197 / 0,01142 = 214,4655867 \text{ emu}$$

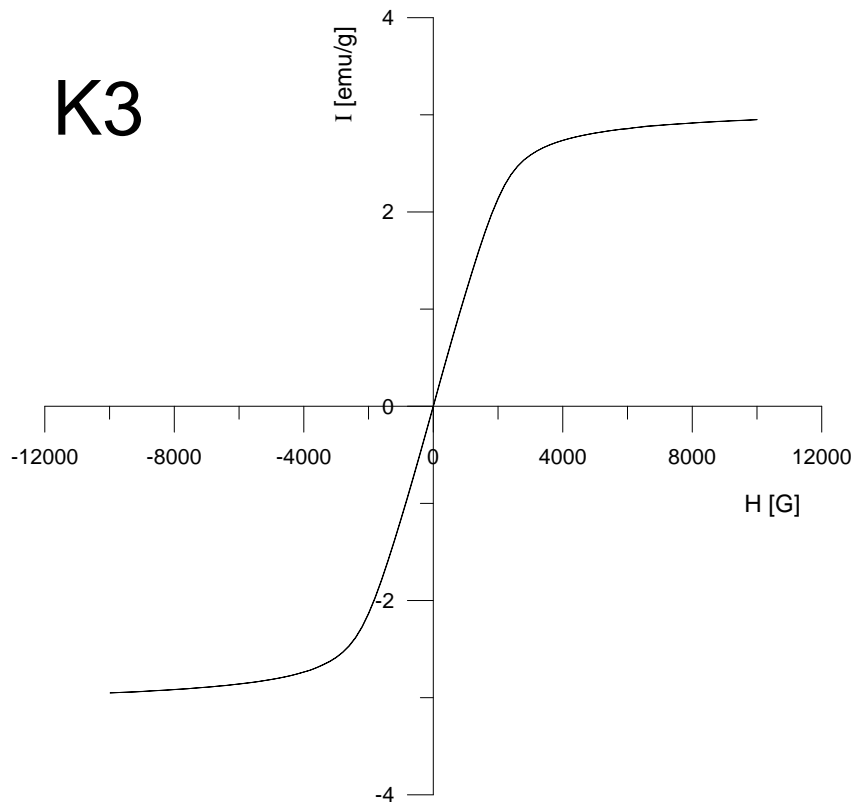
Koercivita H_c

$$\text{Pro } y=0 ; x_1 = -2,7 ; x_2 = 2,3 \Rightarrow |-2,7 + 2,3| / 2 = 2,5 \text{ Oe}$$

Remanentní moment M_r

$$(|0,0032 + 0,0028| / 2) / 0,01142 = 0,26269 \text{ emu/g}$$

P25 Měření magnetických vlastností. Základní stav - vzorek K3



Hmotnost $m = 0,01488 \text{ g}$

Hodnoty M_s :

$$[2,94881 + 2,94594 + 2,94295 + 2,94037 + 2,93691 + 2,93322 + 2,93059 + 2,92696 + 2,92339 + 2,91939] / 10 = 2,934853$$

$$[(-2,95123) + (-2,94853) + (-2,94579) + (-2,94254) + (-2,94199) + (-2,93678) + (-2,9325) + (-2,92862) + (-2,92518) + (-2,92135)] / 10 = 2,937371$$

$$[2,934853 + 2,937371] / 2 = 2,936112$$

$$\Rightarrow 2,936112 / 0,01488 = 197,3193548 \text{ emu}$$

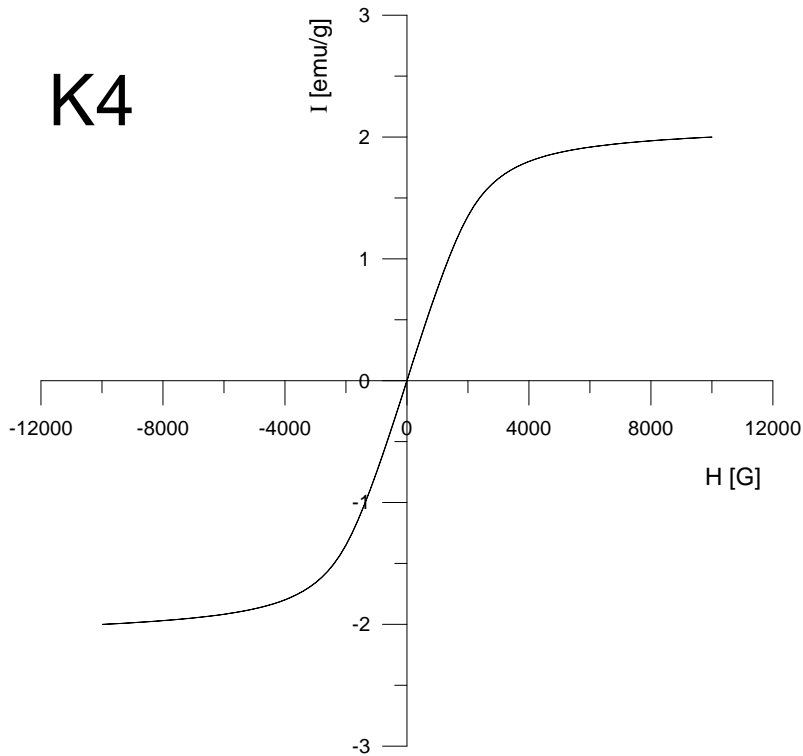
Koercivita H_c

$$\text{Pro } y=0 ; x_1 = -5,5 ; x_2 = 5 \Rightarrow |-5,5 + 5| / 2 = 5,25 \text{ Oe}$$

Remanentní moment M_r

$$((0,0072 + 0,0062) / 2) / 0,01488 = 0,4502 \text{ emu/g}$$

P26 Měření magnetických vlastností. Základní stav - vzorek K4



Hmotnost $m = 0,01002 \text{ g}$

Hodnoty M_s :

$$[1,99897 + 1,99658 + 1,99407 + 1,99139 + 1,98865 + 1,9857 + 1,9826 + 1,97942 + 1,97607 + 1,97254] / 10 = 1,986599$$

$$[(-2,00064) + (-1,99821) + (-1,99556) + (-1,99286) + (-1,98995) + (-1,98703) + (-1,98388) + (-1,98063) + (-1,97715) + (-1,97364)] / 10 = 1,987955$$

$$[1,986599 + 1,987955] / 2 = 1,987277$$

$$\Rightarrow 1,987277 / 0,01002 = 198,3310379 \text{ emu}$$

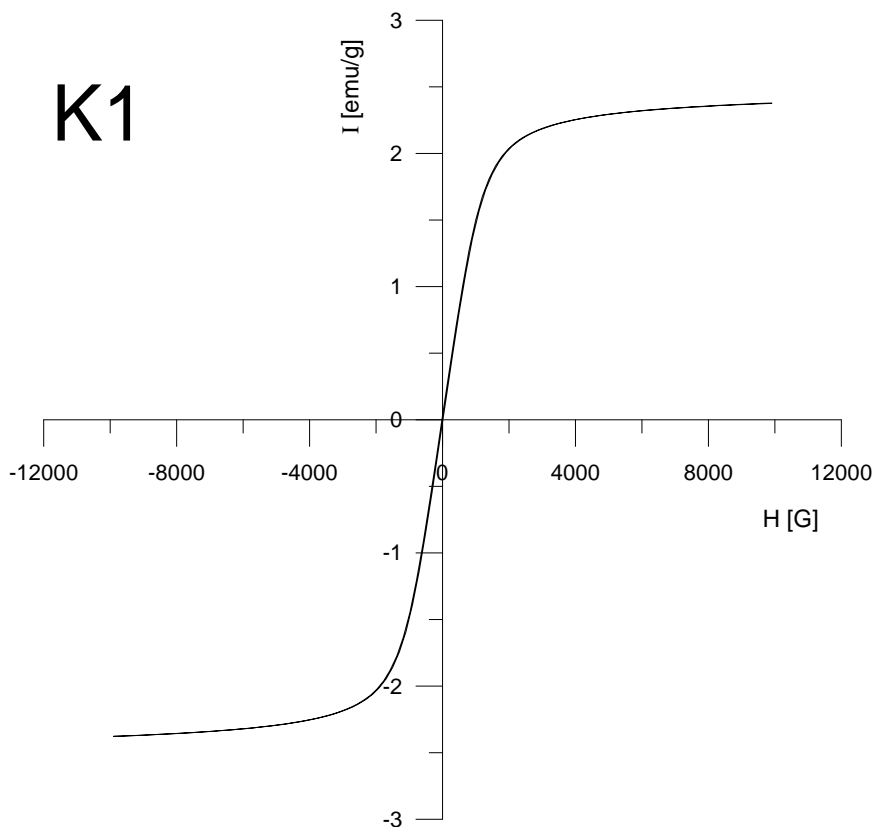
Koercivita H_c

$$\text{Pro } y=0 ; x_1 = -3,75 ; x_2 = 3,3 \Rightarrow |-3,75 + 3,3| / 2 = 3,52 \text{ Oe}$$

Remanentní moment M_r

$$(|0,0043 + 0,0039| / 2) / 0,01002 = 0,4092 \text{ emu/g}$$

P27 Měření magnetických vlastností. Žháno 720°C - vzorek K1



Hmotnost $m = 0,01228 \text{ g}$

Hodnoty M_s :

$$[2.37808 + 2.37668 + 2.37458 + 2.37243 + 2.37021 + 2.36793 + 2.36557 + 2.36314 + 2.36064 + 2.35803] / 10 = 2,368729$$

$$[(-2.37743) + (-2.37602) + (-2.37397) + (-2.37175) + (-2.36956) + (-2.36728) + (-2.36488) + (-2.36246) + (-2.35995) + (-2.35735)] / 10 = -2,368065$$

$$[2,368729 + 2,368065] / 2 = 2,368397$$

$$\Rightarrow 2,368397 / 0,01228 = 192,8662052 \text{ emu}$$

Koercivita H_c

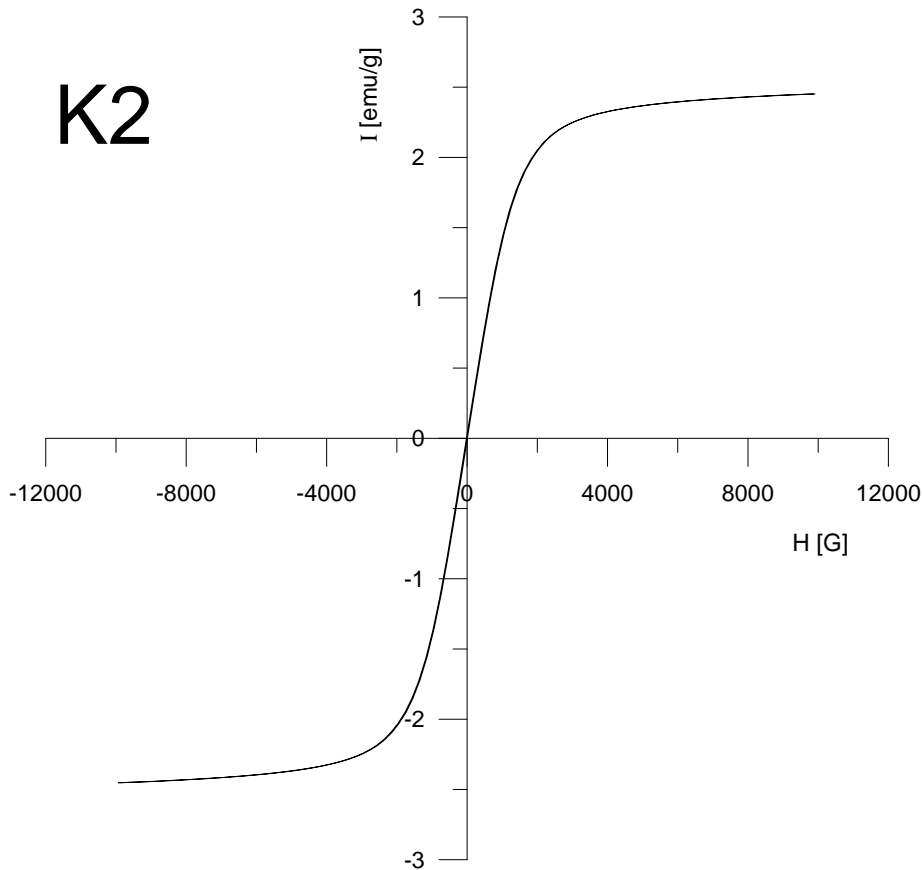
Pro $y=0$; $x_1 = -18.066667$; $x_2 = 10.983333$

$$\Rightarrow |18,06 + 10,98| / 2 = 14,52 \text{ Oe}$$

Remanentní moment M_r

$$\text{Pro } x=0 ; (|0.0088333333 + 0.0393333333 / 2|) / 0,01228 = 1,961183 \text{ emu/g}$$

P28 Měření magnetických vlastností. Žiháno 720°C - vzorek K2



Hmotnost $m = 0,01282 \text{ g}$

Hodnoty M_s :

$$[2.45121 + 2.44992 + 2.44786 + 2.44579 + 2.4436 + 2.44135 + 2.43908 + 2.43669 + 2.43422 + 2.43164] / 10 = 2,442136$$

$$[(-2.45248) + (-2.45146) + (-2.44944) + (-2.4473) + (-2.44514) + (-2.44288) + (-2.44056) + (-2.43815) + (-2.43567) + (-2.43312)] / 10 = 2,44362$$

$$[2,442136 + 2,44362] / 2 = 2,442878$$

$$\Rightarrow 2,442878 / 0,01282 = 190,5521061 \text{ emu}$$

Koercivita H_c

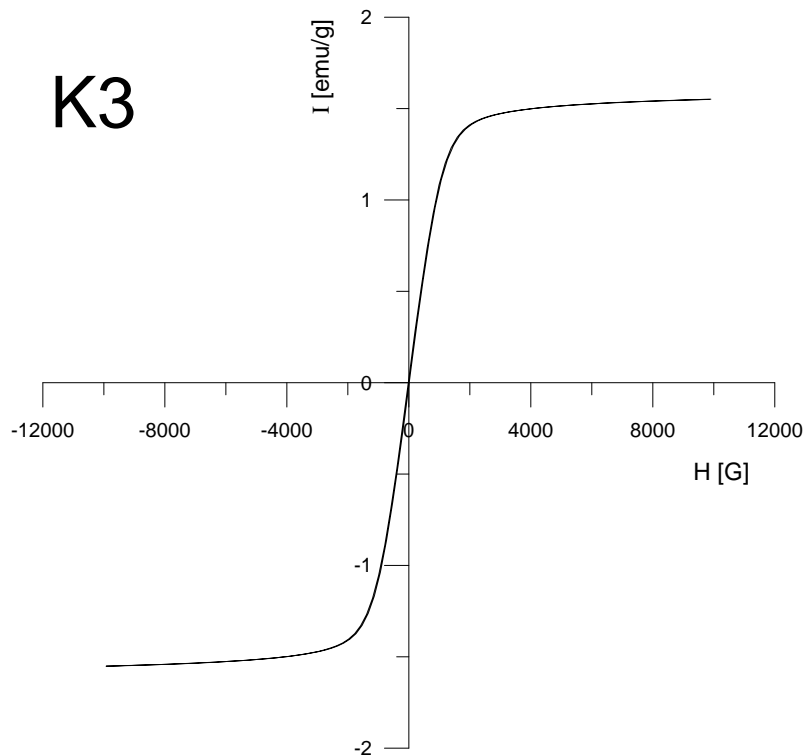
Pro $y=0$; $x_1 = -17.833333$; $x_2 = 10.3$

$$\Rightarrow |-5,2 + 6| / 2 = 14,06666 \text{ Oe}$$

Remanentní moment M_r

$$(|0.028166667 + 0.016 / 2) / 0,01282 = 1,722568903 \text{ emu/g}$$

P29 Měření magnetických vlastností. Žháno 720°C - vzorek K3



Hmotnost $m = 0,00835$ g

Hodnoty M_s :

$$\frac{[1.5513 + 1.5507 + 1.5496 + 1.5486 + 1.5476 + 1.5465 + 1.5454 + 1.5443 + 1.5432 + 1.542]}{10} = 1,54692$$

$$\begin{aligned} & [(-1.5512) + (-1.5509) + (-1.5498) + (-1.5488) + (-1.5478) + \\ & (-1.5467) + (-1.5456) + (-1.5445) + (-1.5434) + (-1.5422)] / 10 \\ & = -1,54709 \end{aligned}$$

$$[1,54692 + 1,54709] / 2 = 1,547005$$

$$\Rightarrow 1,547005 / 0,00835 = 185,2700599 \text{ emu}$$

Koercivita H_c

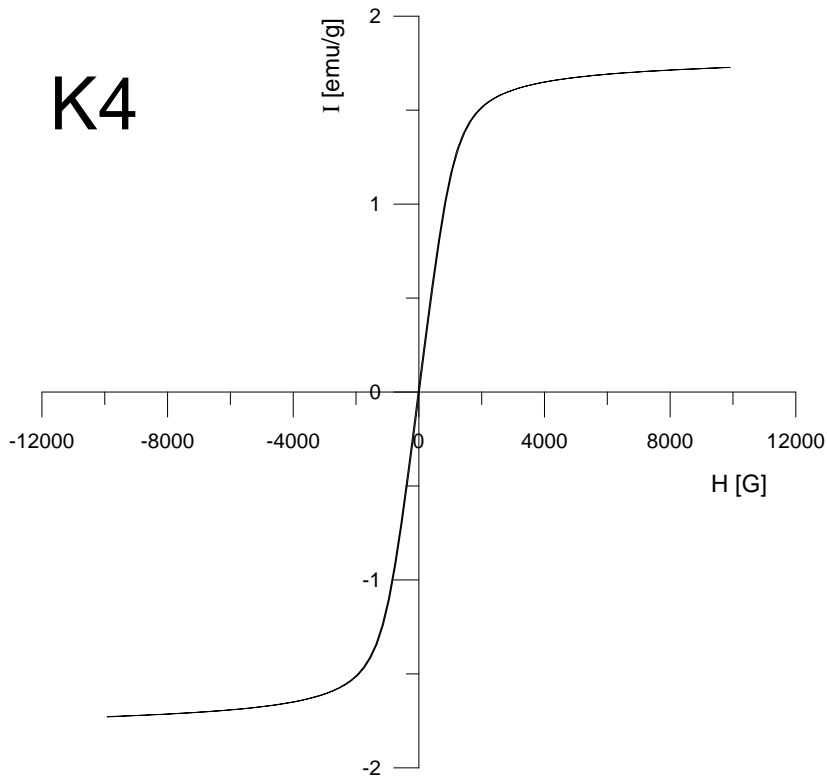
Pro $y=0$; $x_1 = -18.133333$; $x_2 = 13.6$

$$\Rightarrow |18.133333 + 13.6| / 2 = 15,86666665 \text{ Oe}$$

Remanentní moment M_r

$$(|0.0238 + 0.0174| / 2) / 0,00835 = 2,4670658 \text{ emu/g}$$

P30 Měření magnetických vlastností. Žiháno 720°C - vzorek K4



Hmotnost $m = 0,00952 \text{ g}$

Hodnoty M_s :

$$[1.7271 + 1.72636 + 1.72498 + 1.72358 + 1.72213 + 1.7207 + 1.71917 + 1.71763 + 1.71603 + 1.71437] / 10 = 1,721205$$

$$[(-1.72774) + (-1.72706) + (-1.7257 + (-1.7243) + (-1.72284) + (-1.72138) + (-1.71986) + (-1.71832) + (-1.71669) + (-1.71503)] / 10$$

$$= -1,72189$$

$$[1,721205 + 1,72189] / 2 = 1,7215475$$

$$\Rightarrow 1,7215475 / 0,00952 = 180,8348214 \text{ emu}$$

Koercivita H_c

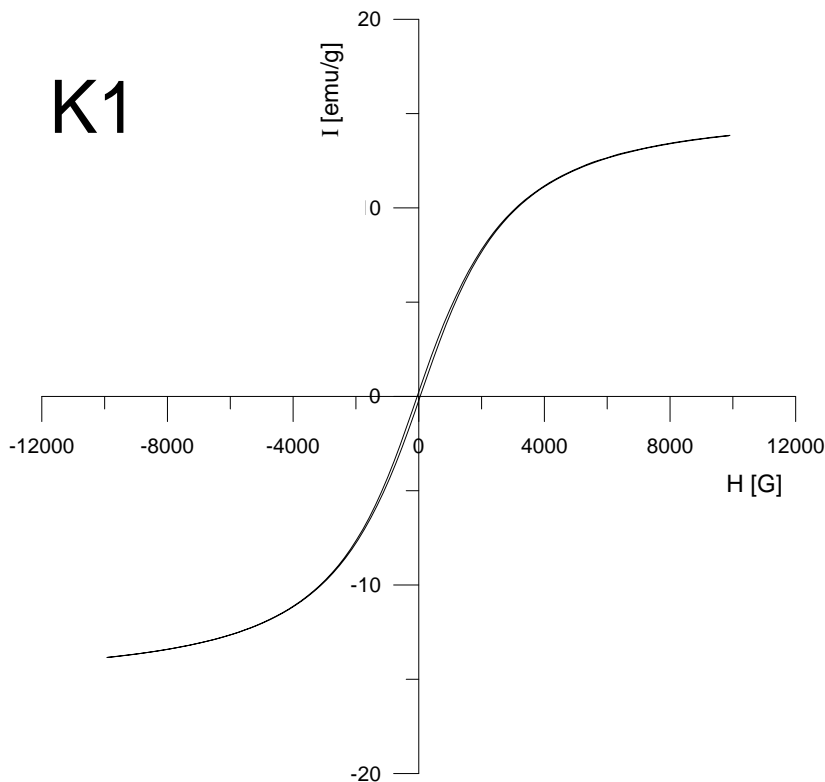
$$\text{Pro } y=0 ; x_1 = -21.733333 ; x_2 = 16.133333$$

$$\Rightarrow |-3,75 + 3,3| / 2 = 18,92333 \text{ Oe}$$

Remanentní moment M_r

$$(|0.029133333 + 0.021333333| / 2) / 0,00952 = 2,650559874 \text{ emu/g}$$

P31 Měření magnetických vlastností. Žháno 1100°C - vzorek K1



Hmotnost $m = 0,0994$ g

Hodnoty M_s :

$$[13.8491 + 13.8144 + 13.7764 + 13.7377 + 13.696 + 13.6539 + 13.6116 + 13.5612 + 13.5113 + 13.4594] / 10 = 13,6671$$

$$[(-13.844) + (-13.8111) + (-13.7735) + (-13.7339) + (-13.6925) + (-13.6492) + (-13.603) + (-13.555) + (-13.5042) + (-13.4511)] / 10 = -13,6618$$

$$[13,6671 + 13,6618] / 2 = 13,6645$$

$$\Rightarrow 13,6645 / 0,0994 = 137,4693 \text{ emu}$$

Koercivita H_c

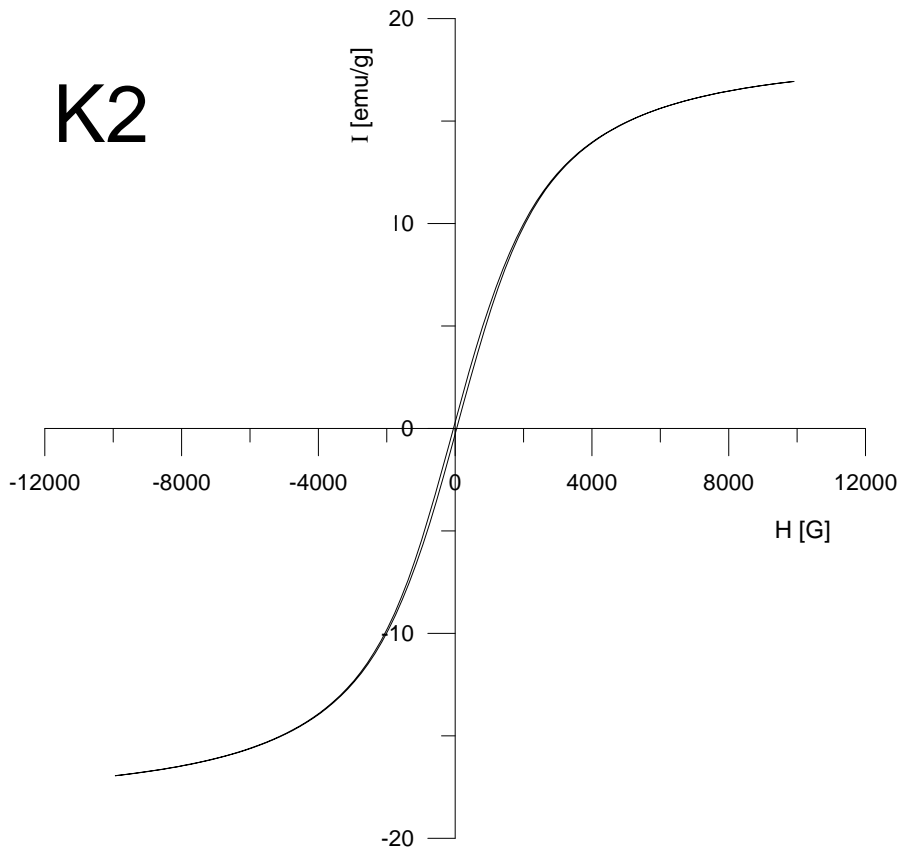
$$\text{Pro } y=0 ; x_1 = -48.1333 ; x_2 = 45.0666$$

$$\Rightarrow |48.1333 + 45.0666| / 2 = 46,5999 \text{ Oe}$$

Remanentní moment M_r

$$\text{Pro } x=0 ; (|0.234 + 0.2195 / 2|) / 0,0994 = 2,2812 \text{ emu/g}$$

P32 Měření magnetických vlastností. Žiháno 1100°C - vzorek K2



Hmotnost $m = 0,1120$ g

Hodnoty M_s :

$$[16.9325 + 16.8954 + 16.8547 + 16.8121 + 16.7667 + 16.7197 + 16.6694 + 16.6171 + 16.5614 + 16.5033] / 10 = 16,7332$$

$$[(-16.9447) + (-16.9103) + (-16.8694) + (-16.8263) + (-16.7809) +$$

$$(-16.7333) + (-16.6829) + (-16.6305) + (-16.5755) + (-16.5171)] / 10 = -16,7471$$

$$[16,7332 + 16,7471] / 2 = 16,7401$$

$$\Rightarrow 16,7401 / 0,1120 = 149,4656 \text{ emu}$$

Koercivita H_c

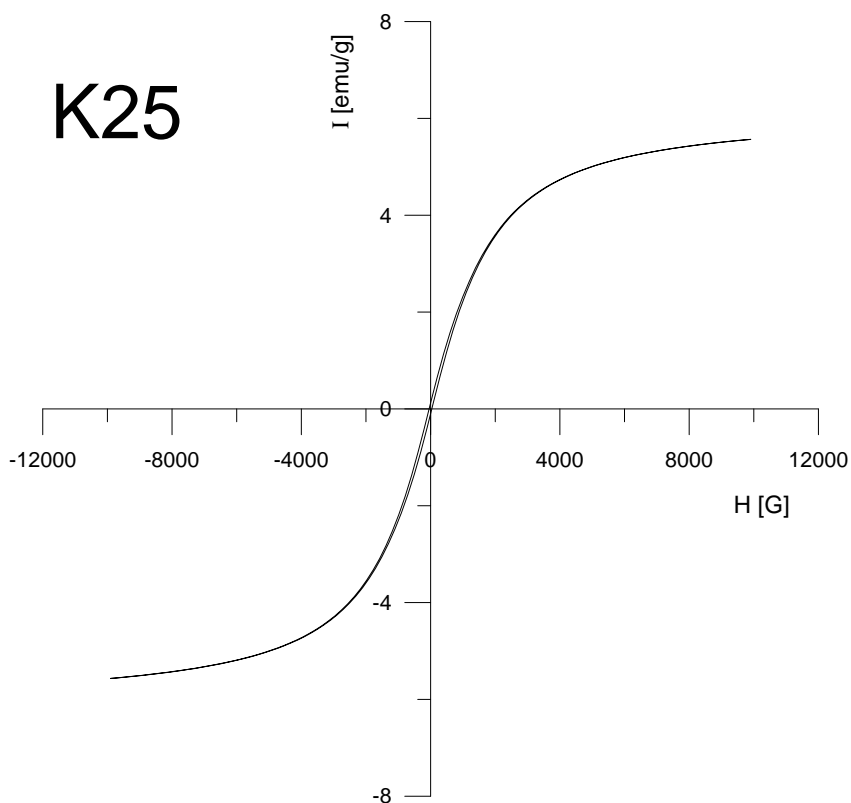
Pro $y=0$; $x_1 = -49.1$; $x_2 = 44.2333$

$$\Rightarrow |-49.1 + 44.2333| / 2 = 46,6667 \text{ Oe}$$

Remanentní moment M_r

$$(|0.30033333 + 0.273 / 2|) / 0,1120 = 2,5595 \text{ emu/g}$$

P33 Měření magnetických vlastností. Žháno 1100°C - vzorek K25



Hmotnost $m = 0,0459$ g

Hodnoty M_s :

$$[5.56673 + 5.55576 + 5.54325 + 5.53032 + 5.51655 + 5.50257 + 5.48765 + 5.47222 + 5.45598 + 5.43894] / 10 = 5,507$$

$$\begin{aligned} & [(-5.56868) + (-5.5576) + (-5.54494) + (-5.53174) + (-5.51794) + \\ & (-5.50354) + (-5.48843) + (-5.47278) + (-5.45639) + (-5.43911)] / 10 \\ & = -5,5081 \end{aligned}$$

$$[5,507 + 5,5081] / 2 = 5,5075$$

$$\Rightarrow 5,5075 / 0,0459 = 119,9902 \text{ emu}$$

Koercivita H_c

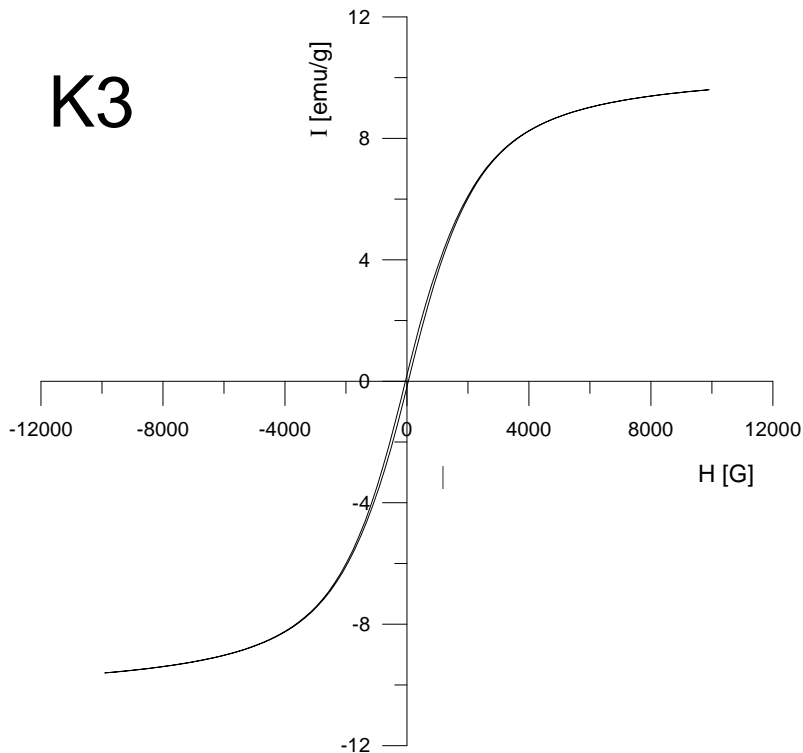
Pro $y=0$; $x_1 = -33.0333$; $x_2 = 49.6$

$$\Rightarrow |33,0333 + 49,6| / 2 = 41,3167 \text{ Oe}$$

Remanentní moment M_r

$$((0.1183 + 0.1029) / 2) / 0,0459 = 2,4096 \text{ emu/g}$$

P34 Měření magnetických vlastností. Žiháno 1100°C - vzorek K3



Hmotnost $m = 0,0665$ g

Hodnoty M_s :

$$[9.6003 + 9.58403 + 9.56583 + 9.54682 + 9.52684 + 9.50585 + 9.48378 + 9.46081 + 9.43635 + 9.41078] / 10 = 9,5121$$

$$[(-9.60492) + (-9.58863) + (-9.57025) + (-9.55076) + (-9.53036) + (-9.50916) + (-9.48661) + (-9.46327) + (-9.43892) + (-9.41302)] / 10 = -9,5156$$

$$[9,5121 + 9,5156] / 2 = 9,5139$$

$$\Rightarrow 9,5139 / 0,0665 = 143,0656 \text{ emu}$$

Koercivita H_c

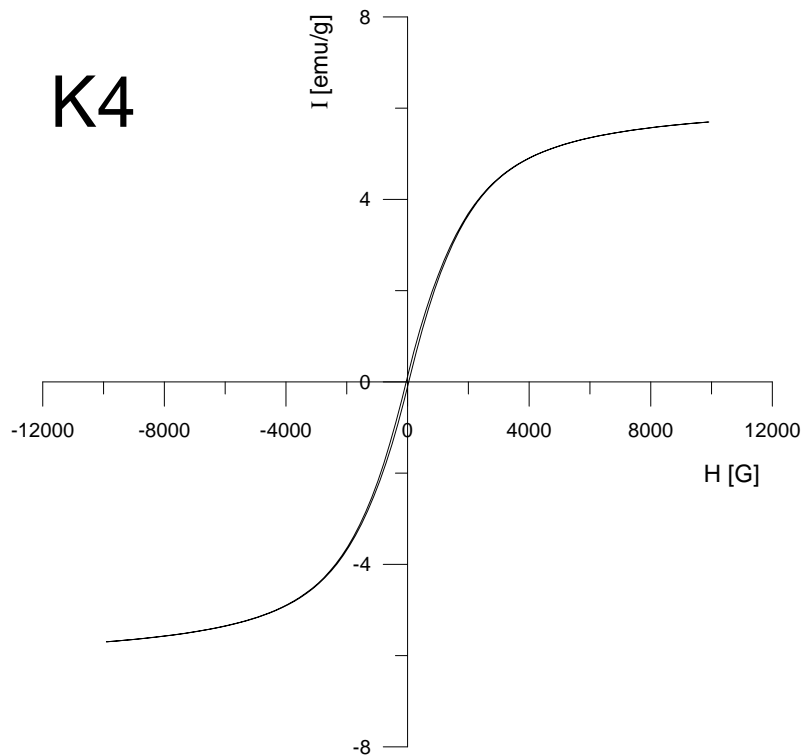
Pro $y=0$; $x_1 = -48.933333$; $x_2 = 44.7$

$$\Rightarrow |48.9333 + 44.7| / 2 = 46,8166 \text{ Oe}$$

Remanentní moment M_r

$$(|0.198 + 0.1786| / 2) / 0,0665 = 2,8316 \text{ emu/g}$$

P35 Měření magnetických vlastností. Žháno 1100°C - vzorek K4



Hmotnost $m = 0,0440$ g

Hodnoty M_s :

$$[5.69628 + 5.68653 + 5.67535 + 5.66356 + 5.65126 + 5.63847 + 5.62497 + 5.61097 + 5.59617 + 5.58067] / 10 = 5,6424$$

$$\begin{aligned} & [(-5.69866) + (-5.68885) + (-5.67735) + (-5.66533) + (-5.65288) + \\ & (-5.64003) + (-5.62649) + (-5.61225) + (-5.59745) + (-5.58187)] / 10 \\ & = -5,64412 \end{aligned}$$

$$[5,6424 + 5,6441] / 2 = 5,6433$$

$$\Rightarrow 5,6433 / 0,044 = 128,2557 \text{ emu}$$

Koercivita H_c

Pro $y=0$; $x_1 = -$; $x_2 = 38.4$

$$\Rightarrow |43.8666 + 38,4| / 2 = 41,1333 \text{ Oe}$$

Remanentní moment M_r

$$(|0.1168 + 0.1023| / 2) / 0,044 = 2,898 \text{ emu/g}$$

7.4 Specifický odpor

P36 Měření specifického odporu. Vzorčky základního stavu.

K1 a tl:82,5 μm naměřené hodnoty

$$(55,37+55,26+55,20+55,18+55,21+56,38+56,38+56,25+56,28+56,39) = 557,9 / 10 = \underline{\underline{55,79 \text{ m}\Omega}}$$

K2 a tl:83 μm naměřené hodnoty

$$(62,38+62,60+62,78+62,80+62,84+61,70+61,61+61,50+61,42+61,37) = 621 / 10 = \underline{\underline{62,1 \text{ m}\Omega}}$$

K3 a tl:89 μm naměřené hodnoty

$$(66,95+67,08+67,47+67,51+67,89+67,55+66,82+66,69+66,64+66,71) = 671,31 / 10 = \underline{\underline{67,131 \text{ m}\Omega}}$$

K4 a tl:82,5 μm naměřené hodnoty

$$(69,34+69,45+69,79+69,81+69,98+68,05+67,56+67,58+67,47+67,32) = 686,35 / 10 = \underline{\underline{68,635 \text{ m}\Omega}}$$

K25 a tl:85 μm naměřené hodnoty

$$(68,46+68,13+68,24+68,52+68,41+68,67+68,60+68,90+68,61+68,42) = 684,96 / 10 = \underline{\underline{68,496 \text{ m}\Omega}}$$

$$\begin{aligned} \triangleright \rho &= R (S \cdot t / l) & S &= 2\text{mm} \\ & & l &= 2\pi r \\ & & t &= \text{individuální} \end{aligned}$$

Vzorků po žihání 720°C/2hod/voda

K1 tl:73,5 μm - naměřená hodnota **0,18605 Ω = 186,05 mΩ**

K2 tl:68 μm - naměřená hodnota **0,26356 Ω = 263,56 mΩ**

K3 tl:54,3 μm - naměřená hodnota **0,19138 Ω = 191,38 mΩ**

K4 tl:72 μm - naměřená hodnota **0,25871 Ω = 258,71 m**

8 Seznam použitých symbolů a zkratek

SYMBOL/ZKRATKA	VÝZNAM
$\alpha_j^{(S)}, \alpha_j^{(L)}$	aktivita složky j v odpovídající fázi
A	austenit
A_{sr}, A_f	počátky a konce pásma austenitizačních teplot
A_Z	austenit zbytkový [%]
A_{1,1r}, A_{1,2}	eutektoidní teplota (spodní a horní) v soustavě Fe-C-Si [°C]
ADI	izotermicky zušlechťená litina s kuličkovým grafitem
ARA	anizotermický rozpad austenitu
B	bainit
B	magnetická indukce [T]
Br	zbytková remanentní indukce [T]
C	cementit
C_j	koncentrace příměsi j [hm.%]
C_L	koncentrace příměsi v tavenině [hm.%]
C_S	koncentrace příměsi v tuhé fázi [hm.%]
C_{S(j)}, C_{L(j)}	koncentrace prvku j v okamžiku rovnováhy [hm.%]
C_{stř}	přůměrná hodnota koncentrace [hm.%]
C_{stř}^G	střední obsah sledovaného prvku v oblasti u grafitu
C_{stř}^{EB}	střední obsah sledovaného prvku na styku tří eutektických buňek
D	difúzní koeficient příměsi v tavenině [cm ² ·s ⁻¹]
dhkl	mezirovinná vzdálenost [Å]
E	energie [eV]
EDS	energievě disperzní analýza
F	ferit
F	zátěžová síla [N]
G	grafit; grafitická nodule
GE_{sr}, GE_f	začátek a konec vzniku grafitického eutektika
H	intenzita magnetického pole [A/m; G]
H_c	koercitivita [Oe]
HB	tvrdost podle Brinella [-]
HV	tvrdost podle Vickerse [-]
I	elektrický proud [A]
I	magnetický moment [emu/g]
IRA	izotermický rozpad austenitu
I_R	remanentní magnetizace [emu]
k_{ef}	efektivní rozdělovací koeficient [-]
k₀	rovnovážný rozdělovací koeficient [-]
L	likvidus – kapalná fáze
L	délka [m]
L_s, L_f	metastabilní eutektická teplota [K]
LKG	litina s kuličkovým grafitem

LLG	litina s lupínkovým grafitem
M	martenzit
M	magnetizace [A/m]
Mr	remanentní moment [emu/g]
Ms	hodnota nasycení vzorku [emu/g]
N	počet závitů
n	číslo vyjadřující násobky vlnové délky (řád interference resp. difrakce)
P	perlit
Ps, Pf	křivky počátku a konce tvorby perlitu
rtg.	rentgenový
R	odpor vodiče [Ω]
S	solidus – tuhá fáze
S	obsah průřezu [mm^2]
T	tavenina
TE1, TE2	eutektická teplota (spodní a horní) v soustavě Fe-C-Si [K]
TEM1, TEM2	eutektická teplota (spodní a horní) metastabilní [K]
TES1, TES2	eutektická teplota (spodní a horní) stabilní [K]
u	uhlopříčka vtisku [mm]
v	rychlost tuhnutí [cm s^{-1}]
v1, v2	mezní rychlosti přeměn anizotermické krystalizace eutektické litiny
δ	tloušťka difúzní vrstvy před mezifázovým rozhraním [cm]
μ	permeabilita [H/m]
χ	susceptibilita
λ	vlnová délka rentgenového záření [Å]
θ	úhel dopadu primárního svazku (theta)
ρ	měrný odpor [$\Omega \cdot \text{m}$]