



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

STRUKTURA A VLASTNOSTI LITIN S KULIČKOVÝM GRAFITEM S VYSOKÝM OBSAHEM KŘEMÍKU

STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH SILICON DUCTILE IRON

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Daniel Paták

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.

BRNO 2023

Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav strojírenské technologie
Student: **Bc. Daniel Paták**
Studijní program: Slévárenská technologie
Studijní obor: bez specializace
Vedoucí práce: **doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.**
Akademický rok: 2022/23

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

Struktura a vlastnosti litin s kuličkovým grafitem s vysokým obsahem křemíku

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Pro výrobu odlitků je velice často využívána litina s kuličkovým grafitem, která vykazuje meze pevnosti v rozmezí 350 až 700 MPa, které lze dále zvýšit například izotermickým zušlechťením. S rostoucí pevností litiny dochází k poklesu tažnosti a houževnatosti, kdy tažnosti nad cca 15 % vykazují pouze litiny s převážně feritickou strukturou. V posledních letech nacházejí uplatnění v odlitcích litiny s kuličkovým grafitem s vyšším obsahem uhlíku označované v anglickém jazyce dle např. norem ASTM jako High silicone ductile iron. Zvýšením obsahu křemíku dochází k substitučnímu zpevnění feritu, což má za následek významné zvýšení pevnosti a tažnosti při zachování tažnosti a houževnatosti litiny. Nespornou výhodou tohoto typu litin je též zachování velice dobré obrobitelnosti. S rostoucím obsahem křemíku v litině však roste sklon k tvorbě degenerovaných forem grafitu zejména tzv. Chunky grafitu.

Cíle diplomové práce:

Provedení literárního rozboru problematiky výroby odlitků z litiny s kuličkovým grafitem s vyšším obsahem křemíku z pohledu jejich chemického složení, struktury, mechanických a technologických vlastností. Pro vybranou jakost litiny s kuličkovým grafitem s vyšším obsahem křemíku okolo 4 hmot. % provést jednak návrh technologie výroby zkušebního odlitku a dále provést posouzení vlivu výrobních podmínek odlitků na strukturu a vlastnosti litiny. Posouzení provést na základě numerické simulace chlazení a tuhnutí odlitků a metalografické analýzy struktury zkušebních odlitků a jejich mechanických vlastností.

Seznam doporučené literatury:

ODEHNAL, J., J. JAKUB. Vliv zvýšeného obsahu křemíku na vlastnosti těžkých odlitků z EN-GJS. In: Sborník přednášek z 51. slévárenských dnů: Blok B – Sekce metalurgie litin. 1. vyd. Brno: Česká slévárenská společnost, 2014, s. 43 - 50. ISBN 978-80-02-02567-2.

RIPOSAN, I., E. STEFAN, S. STAN, N.R. PANA, M. CHISAMERA. Effects of inoculation on structure characteristics of high silicon ductile cast irons in thin wall castings. Metals. 10(8),1091, pp. 1 - 15. 2020. ISSN 2075-4701.

BAUER, B., I.M. POKOPEC, M. PETRIČ, P. MRVAR. Effect of Si and Ni addition on graphite morphology in heavy-section spheroidal graphite iron parts. Materials Science Forum, 925 MSF, 2018, pp. 70 - 77. ISBN 978-3-0357-1055-7.

LARRAÑAGA, P., I. ASENJO, J. SERTUCHA, R. SUAREZ, I. FERRER, J. LACAZE. Effect of antimony and cerium on the formation of chunky graphite during solidification of heavy - section castings of near - eutectic spheroidal graphite irons. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 40 (3), 2009, pp. 654 - 661. ISSN 1073-5623.

DOMMAASCHK, C. Chances and limits of High silicon ductile iron. Proceedings of the WFO Technical Forum. 14 – 17 March, 2017. Emperors Palace, Kempton Park, Gauteng, South Africa.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2022/23

V Brně, dne

L. S.

Ing. Jan Zouhar, Ph.D.
ředitel ústavu

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

ABSTRAKT

Diplomová práce byla zaměřena na výrobu litiny se zpevněným tuhým roztokem. V první části byla vypracována rešerše zabývající se nukleačními zárodky a mechanismy nukleace grafitu. Dále byly popsány mechanické vlastnosti litin se zvýšeným obsahem křemíku, jejich tendence k tvorbě chunky grafitu a jeho vliv na mechanické vlastnosti. V experimentální části byly odlity 3 tavby s obsahem 4; 4,5 a 4,1 % Si. Provedeny byly tahové zkoušky, metalografické výbrusy a numerické simulace za účelem porovnání mechanických vlastností, mikrostruktury a výskytu chunky grafitu v závislosti na době tuhnutí a obsahu křemíku.

Klíčová slova

litiny s kuličkovým grafitem se zpevněným tuhým roztokem, chunky grafit, kovy vzácných zemin, doba tuhnutí, litiny s kuličkovým grafitem se zvýšeným obsahem křemíku

ABSTRACT

The diploma thesis was focused on the production of solid solution strengthened ductile iron. In the first part, research dealing with nucleation embryos and nucleation mechanisms of graphite was developed. Furthermore, the mechanical properties of high silicon ductile irons, their tendency to form chunky graphite and its effect on mechanical properties were described. In the experimental part, 3 melts with 4; 4.5 and 4.1% Si content were cast. Tensile tests, metallographic samples and numerical simulations were performed to compare the mechanical properties, microstructure and chunky graphite appearance as a function of solidification time and silicon content.

Key words

solid solution strengthened ductile iron, chunky graphite, rare-earth elements, solidification time, high silicon ductile iron

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

PATÁK, Daniel. *Struktura a vlastnosti litin s kuličkovým grafitem s vysokým obsahem křemíku* [online]. Brno, 2023 [cit. 2023-05-25]. Dostupné z: <https://www.vut.cz/studenti/zav-prace/detail/148940>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Antonín Záděra.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma Struktura a vlastnosti litin s kuličkovým grafitem s vysokým obsahem křemíku vypracoval samostatně s využitím uvedené literatury a podkladů, na základě konzultací a pod vedením vedoucího práce.

místo, datum

Bc. Daniel Paták

PODĚKOVÁNÍ

Tímto bych chtěl poděkovat svému vedoucímu, panu doc. Ing. Antonínu Záděrovi, Ph.D. za cenné rady, připomínky, vedení a hlavně trpělivost, kterou mi poskytl při vypracování diplomové práce. Dále bych chtěl poděkovat všem zaměstnancům ÚST oboru Slévárenství, kteří mi poskytli pomoc při zpracování experimentu. Poděkování patří i společnosti MAT Foundries Europe v Ueckermünde za zprostředkování obrazové analýzy. Na závěr bych chtěl poděkovat své rodině a přátelům, bez jejichž pomoci a podpory bych toto studium nezvládl.

OBSAH

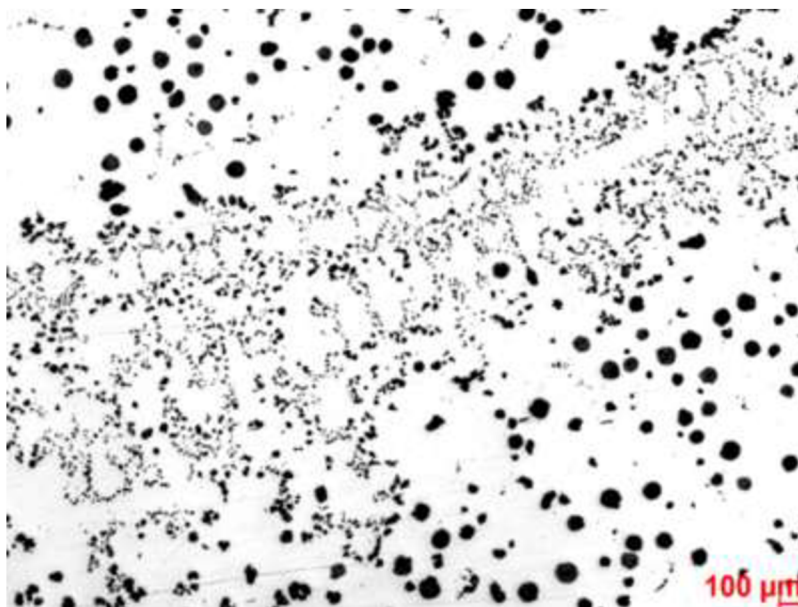
Úvod.....	9
1 Nukleační zárodky kuličkového grafitu	10
1.1 Homogenní nukleace.....	10
1.2 Heterogenní nukleace	11
2 Mechanismus růstu grafitu	18
3 Chunky grafit.....	22
3.1 Problém s misinterpretací chunky grafitu.....	25
3.2 Matematický model pro predikci chunky grafitu	27
4 Litiny s kuličkovým grafitem se zpevněným tuhým roztokem (HiSi)	31
5 Vady způsobené chunky grafitem	35
6 Metalurgické vlivy na strukturu litin	40
7 Experimentální část	45
7.1 Tavení, modifikace a očkování.....	46
7.1.1 Chemické složení	47
7.2 Volba zkušebních odlitků, jejich značení	48
7.3 Analýza podmínek tuhnutí	51
7.4 Tahové zkoušky	56
7.4.1 Výsledky tahových zkoušek z tavby č. 1	57
7.4.2 Výsledky tahových zkoušek z tavby č. 2.....	59
7.4.3 Výsledky tahových zkoušek z tavby č. 3.....	61
7.5 Metalografické výbrusy	66
7.5.1 Metalografické výbrusy z bloků z tavby 1	66
7.5.2 Metalografické výbrusy z bloků z tavby 2	68
7.5.3 Metalografické výbrusy z bloků z tavby 3	70
7.6 Výsledky obrazové analýzy.....	71
Závěr.....	80
Seznam použitých zdrojů	
Seznam použitých symbolů a zkratek	
Seznam příloh	

ÚVOD

Litiny s kuličkovým grafitem se zpevněným tuhým roztokem, také známé jako litiny s kuličkovým grafitem se zvýšeným obsahem křemíku, jsou materiály, které jsou v posledních desíti letech na vzestupu, co se produkce týká. Název tohoto materiálu se odvíjí od obsahu křemíku, který bývá v rozsahu 3,2 až 4,3 hmot. %. Konvenční litiny s kuličkovým grafitem obsahují přibližně 2 hmot. % křemíku a dosahují meze pevnosti v rozmezí 350 až 750 MPa. S rostoucí pevností však úměrně klesá jejich tažnost, a zatímco mají feritické LKG tažnost až 22 %, tak perlitické LKG mají tažnost 2 %. U litin se zvýšeným obsahem křemíku dochází ke substitučnímu zpevnění feritu, což má za následek zvýšení pevnosti se zachováním tažnosti a houževnatosti litiny. Tyto materiály dosahují meze pevnosti 450 až 600 MPa a tažnosti 10 až 18 %. Zvýšený obsah křemíku způsobuje zvýšení podílu feritu ve struktuře, a tak jsou tyto materiály plně feritické. Jelikož jsou tyto materiály strukturně homogenní, tak mají lepší obrobitelnost než konvenční litiny s kuličkovým grafitem.

Zvýšený obsah křemíku má však tu nevýhodu, že způsobuje degeneraci formy grafitu zvanou „chunky grafit“. Tato vada se obvykle vyskytuje uprostřed stěn silnostěnných odlitků z konvenčních litin s kuličkovým grafitem. U litin se zvýšeným obsahem křemíku dochází k vylučování chunky grafitu již v tenkých stěnách. Důležitý vliv na tvorbu chunky grafitu mají prvky jako cer, lanthan, nikl, hořčík, baryum, stroncium, draslík a sodík. Tyto prvky působí globulitizačně, tedy zvyšují povrchové napětí taveniny a většinou se používají jako přísady do modifikátorů. Opačný efekt na tvorbu chunky grafitu mají prvky jako je antimon, bismut, síra a kyslík. Většina současných studií se snaží přijít na poměry koncentrací daných prvků, které by potlačily vznik chunky grafitu. Málokdo se však zabývá tím, co se stane, když žádné prvky, které podporují vznik chunky grafitu do taveniny přidány nebudou. Výsledky této problematiky by mohly poskytnout důležitá data pro průmyslovou praxi. Právě na této myšlence byl postaven experiment této diplomové práce.

Tato diplomová práce si klade za cíl objasnění výroby litin se zvýšeným obsahem křemíku, popsání vzniku a způsobů prevence chunky grafitu a objasnění nukleačních pochodů. Experimentální část se zaměřuje na zjištění mechanických vlastností v závislosti na obsahu křemíku a době tuhnutí. Dále se experiment zaměřuje na využití numerických simulací a obrazové analýzy metalografických výbrusů k určení doby tuhnutí potřebné k vyloučení chunky grafitu.



Obr. 1 Mikrostruktura litiny s kuličkovým grafitem se zvýšeným obsahem křemíku obsahující chunky grafit. Původní zvětšení: 50x.

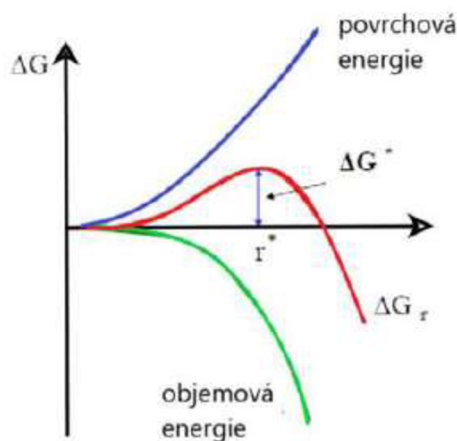
1 NUKLEAČNÍ ZÁRODKY KULIČKOVÉHO GRAFITU

Mechanismus nukleace, růstu, kinetiky tuhnutí a tvaru grafitu v litinách s kuličkovým grafitem stále není zcela vyjasněné téma. Existuje spousta hypotéz a teorií, které tyto děje popisují, avšak některé jsou v přímém rozporu. Aktuální poznatky o nukleaci a růstu grafitu se získávají pomocí elektronové mikroskopie. Tyto nástroje nám umožňují pozorovat nejen tvar, ale i chemické složení nukleáčnických zárodků grafitu.

Komerčně vyráběné litiny obsahují výrazný podíl nečistot, jako např.: nitridy, sulfidy, silikáty nebo oxidické pleny. Některé prvky mohou být přidávány záměrně během očkování a modifikace (Mg, Si, Al, Ca, Ba, Sr, Zr, La, Sb...). Vměstky mohou tvořit komplexní sloučeniny, jako jsou karbonitridy a oxysulfidy. Tyto chemické sloučeniny mohou tvořit nukleáčnické zárodky grafitu, které mohou vznikat homogenně, heterogenně nebo sekvenčně (více etap). Každá jedna kulička grafitu musí mít během tuhnutí nukleáčnický zárodek. Správné očkování a modifikace jsou klíčové pro dosažení požadované struktury grafitu v litinách. [1; 2]

1.1 Homogenní nukleace

V litinách dochází k nukleaci grafitu v oblastech taveniny, které jsou lokálně přesycené uhlíkem za teplot nižších, než je rovnovážná teplota likvidu. Při tomto ději dochází ke změnám lokální hustoty, teploty a ke změně skupenství z kapalného na pevné. Výsledkem tohoto jevu jsou tzv. embrya (nukleáčnické zárodky s poloměrem menším, než je poloměr kritický), která se s uvolněným latentním teplem v systému opět roztaví. U tohoto mechanismu nukleace je zapotřebí vyšší přechlazení taveniny. Jakmile dojde k dostatečnému přechlazení systému, embrya zůstanou a utvoří nukleáčnické zárodky. Jestliže je mezifázové rozhraní izotropní, dojde ke vzniku zárodku o poloměru r a velikost Gibbsovy energie se vypočte podle vztahu z **rov. 1.1**. Grafickou interpretaci lze vidět na **obr. 2**. Tento mechanismus je ojedinělý z důvodu energetické náročnosti. Výskyt homogenních zárodků byl zaznamenán u vakuově litéch Fe-C-Si slitin s vysokou mikročistotou [3]. Vzorky z tohoto experimentu byly pozorovány SEM a v centru kuliček grafitu nebyly nalezeny žádné vměstky. [1; 3; 4; 5]



Obr. 2 Závislost změny volné energie na homogenní nukleaci částice o poloměru r [5].

Součet uvolňované energie při tuhnutí a energie potřebné k tvorbě nového mezifázového rozhraní je roven celkové změně Gibbsovy energie. Pro nukleaci tuhé fáze platí následující vztah:

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma_{LS} \quad (1.1)$$

Kde: r - poloměr částice, $[\mu\text{m}]$
 ΔG_v - Gibbsova energie objemu pevné látky z kapaliny, $[\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}]$
 σ_{LS} - povrchové napětí, $[\text{Pa}]$

Míra přechlazení pod hladinou rovnovážné teploty krystalizace určuje velikost uvolňované energie ΔG_v , která je dána vztahem z **rov. 1.2**:

$$\Delta G_v = L \cdot \frac{T_{kr} - T}{T_{kr}} \quad (1.2)$$

Kde: L - latentní teplo uvolněné při krystalizaci $[\text{J}]$
 T_{kr} - rovnovážná teplota překrystalizace $[\text{K}]$
 T - skutečná teplota $[\text{K}]$

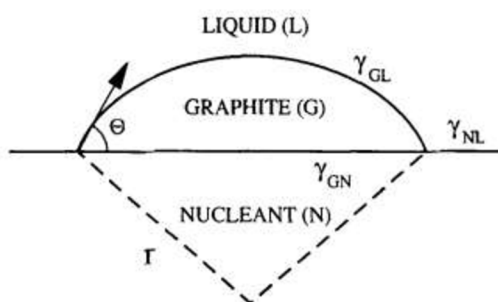
1.2 Heterogenní nukleace

V litinách se vyskytují vměstky s různě orientovanými krystalovými mřížkami. Nejvhodnější orientaci mají vměstky se stejnou mřížkou jako grafit a s co nejpodobnějšími mřížkovými parametry. Na mřížku těchto vměstků se naváže uhlík a začne tvořit zárodek grafitu viz **Obr. 3**. Zde roste grafit G na nukleantu N , s kontaktním úhlem θ a poloměrem r nukleačního zárodku. Na styku třech fází (grafit, likvid, nukleant) jsou povrchová napětí γ_{GN} , γ_{GL} , γ_{NL} . Vztah mezi těmito povrchovými napětími udává **rov. 1.3**. [4; 6]

$$\cos \theta + \gamma_{GN} = \gamma_{NL} \quad (1.3)$$

Kde: γ_{GN} - povrchové napětí mezi grafitem a nukleantem $[\text{J}/\text{m}^2]$
 γ_{GL} - povrchové napětí mezi grafitem a likvidem $[\text{J}/\text{m}^2]$
 γ_{NL} - povrchové napětí mezi nukleantem a likvidem $[\text{J}/\text{m}^2]$

Tento mechanismus je energeticky výrazně výhodnější oproti homogenní nukleaci, a tudíž je jeho výskyt v komerčně vyráběných litinách pravděpodobnější [4; 6].



Obr. 3 Princip heterogenní nukleace [6].

• Teorie nukleace na grafitu

První teorie dle Boyles [7] byla založena na principu nukleace pomocí epitaxe (epitaxe – růst tenké krystalické vrstvičky na povrchu substrátu (podložky). Nová krystalická mřížka navazuje na uspořádání atomů podložky [8]. Tato teorie popisuje nukleaci na částicích nerozpuštěného grafitu vyskytujícího se v tavenině. Eash [9] toto vysvětlení rozvinul o tvrzení, že očkovačla s Si během svého rozpouštění vytváří oblasti, ve kterých dochází k lokálnímu přesycení křemíkem. V těchto místech se snižuje rozpustnost C a dojde k jeho precipitaci.

Feest [10] a kolektiv následně prokázali, že tato úvaha není správná, jelikož k rozpuštění ferosilicia v tekutém železe dochází v rámci sekund, zatímco grafit má tendenci se vylučovat na rozhraní mezi taveninou a rozpouštěnou částicí. Dále upravili Eashovu teorii tak, že krystalizační zárodky v tavenině přetrvávají až k eutektické teplotě a dostatečné množství Sr a Ba zabrání znovu rozpuštění grafitu [6; 11].

- **Teorie karbidu křemíku**

Frederiksson [12] vypořádal, že krystaly karbidu křemíku a částice grafitu vznikly v tavenině poblíž rozpouštěných částic ferosilicia. Nenalezl žádné oxidy ani sulfidy. Na základě těchto pozorování byly navrženy teorie a provedeny výpočty, které by vysvětlily nukleaci grafitu a mechanismus odeznívání očkování. Opěrným bodem této teorie je existence nehomogenního rozdělení (lokální přesycení) C a Si způsobené rozpadem SiC. To by systému dodalo dostatečnou hybnou energii, aby došlo k homogenní nukleaci. Odeznívání je vysvětleno homogenizací taveniny vlivem difuze a jejího míchání [6].

- **Teorie karbidů na bázi solí**

Lux [13] uvažuje jak homogenní, tak i heterogenní nukleaci grafitu. Domnívá se, že prvky jako Ca, Sr a Ba tvoří karbidy solí (CaC_2). Tyto soli mají podobné mřížkové parametry jako grafit, a tudíž umožňují jeho přímý epitaxiální růst bez výraznějších změn rozměrů na rozhraní. Za těchto podmínek je mezifázová energie mezi nukleantem a substrátem dostatečně nízká, aby umožnila růst grafitu během tuhnutí taveniny [6].

- **Nukleace grafitu v litinách s vysokou mikročistotou**

Heterogenní nukleace grafitu v tavenině byla vypořávána na cizích částicích i v taveninách s nízkým obsahem síry (0,2 ppm) a kyslíku (7 ppm). Dhindaw a Verhoeven [14] zkoumali slitiny Fe-C-Si, kde vsázkové železo prošlo rafinací zónovým tavením. Pomocí SEM spektrometrie zjistili, že se vměstky uvnitř kuliček nevyskytovaly. To by znamenalo, že nukleace grafitu nemusí být spojována se sulfidickými a oxidickými vměstky. Avšak očkovadla s přísadou Si/Ca/Al zvyšovala počet kuliček z téměř nulových hodnot na přibližně 26 kuliček na mm^2 . Zvýšení počtu kuliček je způsobeno tvorbou CaC_2 , který slouží jako zárodek grafitu [6]. Komerčně vyráběné LKG však mají přibližně 300 až 400 kuliček na mm^2 . Z toho vyplývá, že jsou zárodky na bázi CaC_2 nevhodné pro nukleaci kuličkového grafitu.

- **Nukleace na nekovových vměstcích**

Literatura [15] uvádí, že nitridy, oxidy a sulfidy vzniklé po očkování slouží jako zárodky, na kterých dále krystalizuje grafit. Lalich a Hitchings [16] dospěli k názoru, že většina kuliček grafitu roste na nekovových vměstcích, hlavně na sulfidech Ca a Mg. Nekovové vměstky se chovají jako vhodné nukleační síťoví pro kuličky grafitu a výrazně ovlivňují jeho finální tvar. Skaland [6] tvrdí, že dochází k tvoření obálek zárodků. Jádrem zárodku bývá tvořené MgO, MgS, CaS nebo Al_2O_3 a obaleno bylo AlN, MgN, SiN [6; 17].

Nekovové zárodky jsou velice často pozorovány ve středu kuliček grafitu pomocí elektronové mikroskopie a rentgenové difrakce. V LKG hrají důležitou roli prvky jako: Mg, Ca, Sr, Ce, Ba a mnoho dalších, které mají vysokou afinitu k síře, kyslíku a dusíku. Proto jsou tyto sloučeniny na bázi oxidů, sulfidů, karbidů a nitridů. [1; 6]

- **Nukleace na oxidech**

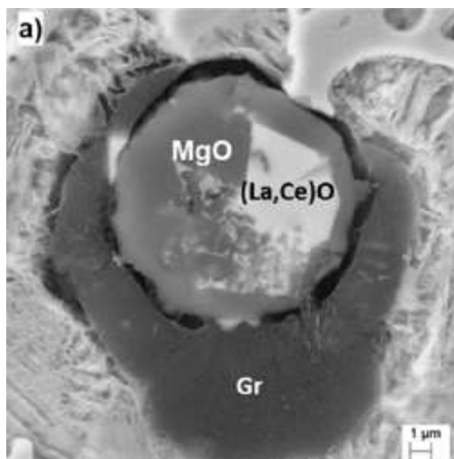
Oxidické zárodky se dělí na 2 skupiny: jednoduché a komplexní. Oxidické zárodky bývají v LKG na bázi prvků IIA skupiny. Krystalové struktury, teploty tání a standardní volné energie těchto prvků popisuje **tab. 1**. V konvenčně vyráběných litinách však vznikají i komplexnější sloučeniny, jelikož jsou do taveniny přidávány očkovačem, či modifikátorem. Výsledné sloučeniny bývají silikáty a alumináty, avšak důležitou roli hraje použitá metoda očkování a modifikace. [6]

Vměstky na bázi MgO mohou vznikat během modifikace hořčíkem. Těmito reakcemi mohou vznikat silikáty jako $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2$, $\text{MgO}\cdot\text{SiO}_2$ (enstatit) a $2\text{MgO}\cdot\text{SiO}_2$ (forsterit). Enstatit může mít 3 modifikace. Je to častý reakční produkt v modifikované LKG. MgO v $\text{MgO}\cdot\text{SiO}_2$ může být nahrazeno FeO, což vytvoří sloučeninu $\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$, která za normálních teplot a tlaků není stabilní. Další substitucí FeO může být CaO, uspořádáno do obdélníkového tvaru zárodku, utvořeného mechanismem plošného růstu viz **kap. 2**. Forsterit může existovat v tekutém železe a tvořit řadu oxidických vměstků v tuhé fázi. Například CaO má výraznou rozpustnost ve forsteritu, protože $\gamma\text{-}2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$ má podobnou krystalovou strukturu jako $2\text{MgO}\cdot\text{SiO}_2$. Kromě forsteritu a enstatitu může existovat další řada fází, které byly nalezeny v LKG [18] čítaje $(\text{Mg}/\text{Al})_3\text{O}_4$, $(\text{Mg}/\text{Al})\text{SiO}_2$, $(\text{Mg}/\text{Al}/\text{Ca})\text{SiO}_3$, nebo komplexní alumino-silikáty a čistý křemík. [6]

Tab. 1 Přehled krystalových struktur oxidů IIA skupiny, aluminidů a silikátů, jejich teplot tání a standardních volných energií za $T=1327\text{ }^\circ\text{C}$ [6].

Oxid	Teplota tavení [$^\circ\text{C}$]	ΔG_f [kJ/mol]	Mřížka	Parametr mřížky [\AA]
CaO	2927	-960	kubická	4,811
SrO	2665	-892	kubická	5,140
MgO	2832	-858	kubická	4,215
BaO	2013	-812	kubická	5,539
MgO·SiO₂	1577	-1060	Ortorombická	18,2/8,86/5,204
CaO·SiO₂	1125-1544	-1184	Hexagonální	6,82/19,65
SrO·SiO₂	1580	-1186	Hexagonální	7,127/10,115
BaO·SiO₂	1605	-1180	Hexagonální	7,500/10,467
MgO·Al₂O₃·2SiO₂	-	-	-	-
CaO·Al₂O₃·2SiO₂	1550	-3022	Hexagonální	5,113/14,743
SrO·Al₂O₃·2SiO₂	-	-	Hexagonální	5,25/7,56
BaO·Al₂O₃·2SiO₂	1380	-	Hexagonální	5,304/7,789
MgO·6Al₂O₃	-	-	-	-
CaO·6Al₂O₃	1850	-	Hexagonální	5,54/21,82
SrO·6Al₂O₃	1500	-	Hexagonální	5,589/22,07
BaO·6Al₂O₃	1400	-	Hexagonální	5,607/22,90
2MgO·SiO₂	1898	-1491	Ortorombická	4,76/10,20/5,99

Z hodnot uvedených v **tab. 1** vyplývá, že dvojitě a komplexní sloučeniny mají nižší volnou entalpii a jsou tedy vhodnější jako nukleační zárodky grafitu, proto jsou pravděpodobnější pro jejich tvorbu než jednoduché sloučeniny. Z tohoto důvodu jsou jednoduché oxidy zřídka pozorované jako nukleační zárodky grafitu. Často však dochází k tvorbě jednoho oxidu (La/Ce)O na který se nabalí další (MgO), tento jev se nazývá dvoufázová nukleace viz **obr. 4**. [1]



Obr. 4 Příklad dvoufázové nukleace na oxidech [1].

Podle hodnot volných entalpií v **tab. 1** není možné jednoznačně určit, které sloučeniny budou vznikat jako první. Hodnoty volných entalpií jsou platné pouze pro reakce mezi čistými látkami. V reálných roztocích hraje důležitou roli aktivita prvků, která může výrazně změnit pravděpodobnost vzniku daných sloučenin v komerčně vyráběných litinách.

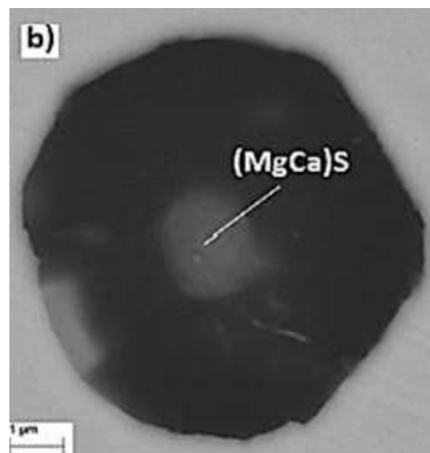
- **Nukleace na sulfidech**

Sulfidy jsou typické svojí FCC mřížkou, s mřížkovým parametrem pohybujícím se v rozmezí 0,5 až 0,6 nm a vysokými teplotami tavení. Jsou velice stabilní ve slitinách železa. **tab. 2**. Literatura [6; 1] uvádí, že sulfidy mají tendenci se tvořit dříve než oxidy. Avšak je nutno počítat s tím, že litiny jsou chemicky nehomogenní a porovnání hodnot Gibbsovy energie nemusí být určující. Je pravděpodobné, že k nukleaci těchto vměstků dochází souběžně pouze v různých místech taveniny. [1]

Tab. 2 Teploty tavení a standardní volné entalpie vybraných sulfidů. (Označení parametru mřížky a volné entalpie; * pro teplotu 1327 °C. Zbytek 1200 °C) [1; 6].

Sulfid	Teplota tavení [°C]	ΔG [kJ/mol]	Mřížka	Parametr mřížky (Å)
CaS	2450	-425 (-380*)	FCC	5,696*
CeS	-	-407	-	-
SrS	2000	-370*	FCC	6,020*
BaS	2227	-356*	FCC	6,386*
MgS	2000	-294 (-232*)	FCC	5,191*
MnS	1610	-	-	-

V roce 1966 Warrick [19] navrhol, že lamelární i kuličkový grafit nukleuje na zárodcích tvořených komplexními oxidy a sulfidy. Na jeho práci navázali Jacobs a spol. [20]. Z práce těchto vědců vyplynulo, že tavby provedené za laboratorních podmínek měly jako zárodky sulfidy Mg, Ca, KVZ. Takovéto nukleační zárodky lze vidět na **obr. 5**, Zatímco při tavných provedených v kuplovně bývají nukleační zárodky komplexní sloučeniny sulfidů a silikátů (křemičitanů). [21; 20]



Obr. 5 Příklad nukleace na sulfidu [1].

Jacobs a spol. [20] dále popsali dvoufázovou (dvouvrstvou) nukleaci kuličkového grafitu. V centrech kuliček objevili $1\mu\text{m}$ široké vměstky skládající z oxidů a sulfidů. Jádra těchto vměstků byla tvořena sulfidy na bázi Ca-Mg nebo Ca-Mg-Sr a obálka byla tvořena komplexními oxidy na bázi Mg-Al-Si-Ti. Pomocí rentgenové difrakce zjistili, že první vrstvy grafitu (směrem od vměstku) měly dilatovanou mřížku. Naměřený mřížkový parametr byl $0,264\text{ nm}$ namísto $0,246\text{ nm}$. Tato změna je pravděpodobně způsobena přechodem z mřížky daného oxidu s určitým mřížkovým parametrem na mřížku grafitu. Proto se se zvětšující vzdáleností od vměstku tento rozdíl zmenšuje. [1; 20]

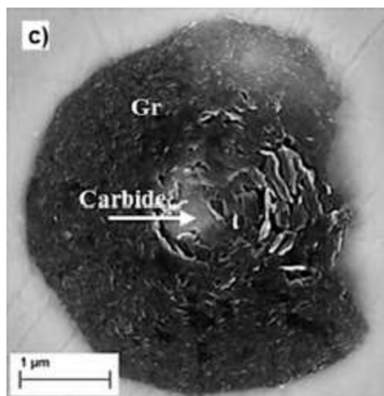
Ne vždy však u těchto vměstků dochází k pořadí jádro – sulfid; obálka – oxid. Jedním z důvodů je fakt, že oxidické vměstky potřebují nižší přechlazení pro svoji tvorbu (v čistém železe) než vměstky sulfidické. Igarashi a Okada [22] popisují, že v kuličkách grafitu byly nalezeny $1\mu\text{m}$ velké sulfidické vměstky, ve kterých byly nalezeny oxidy o rozměru $0,2\mu\text{m}$ [22].

- **Nukleace na karbidech**

Lux a Tannenberger [13] svými experimenty ukázali, že prvky jako Li, Ca a Ba mohou pozitivně podporovat nukleaci grafitu v litinách. Navrhli, že prvky periodické tabulky skupiny I (Na, K), II (Mg, Ca, Sr, Ba) a III (Y, La) tvoří karbidy s kubickou strukturou. Ionty C_2^{2-} tvoří epitaxiální roviny pro grafit, na kterých může růst. Grafit má tendenci růst paralelně s (111) bazálními rovinami. CaC_2 má vzdálenost mezi atomárními rovinami 0,341 nm, zatímco grafit 0,335. Tento rozdíl činí 1,5 %, což naznačuje dobrou krystalografickou kompatibilitu mezi grafitem a CaC_2 . Parametry krystalových mřížek jednotlivých karbidů jsou popsány v **tab. 3**. Karbidy se však obecně jako nukleační zárodky kuličkového grafitu v litinách objevují spíše výjimečně. Literatura [6] uvádí, že existence těchto vměstků na bázi prvků I, II a III skupiny v LKG nebyly nalezeny. To je pravděpodobně způsobeno vyššími volnými entalpiemi potřebnými k vytvoření karbidů oproti sulfidům či oxidům. Často pozorovaným vměstkem z této kategorie je TiC ($\Delta G = -163$ kJ/mol), který lze vidět na **obr. 6**. Titan se v litinách také často vyskytuje jako karbonitrid titanu Ti(CN). [1; 6]

Tab. 3 Krystalografické vlastnosti vybraných karbidů v litinách při pokojové teplotě [1].

Karbid	Mřížka	Mřížkový parametr [Å]	Vzdálenost mezi rovinami [Å]
MgC_2	Tetragonální	4,86 / 5,67	-
CaC_2	Kubická	5,86	3,41
SrC_2	Kubická	6,24	-
BaC_2	Kubická	6,56	-
TiC	Kubická	4,33	3,74



Obr. 6: Příklad nukleace grafitu na karbidu titanu v litinách [1].

- **Nukleace na nitrídech**

Nitridy Zr, Ti a Al mají nižší hodnotu volné entalpie potřebnou k jejich vytvoření než sulfidy, avšak vyšší než oxidy, proto by teoreticky měly chovat jako nukleační zárodky kuličkového grafitu. V praxi bývá však výrazně častější výskyt MgO a MgS. Mg má tendenci se s nitridy uskupovat do komplexních sloučenin jako je nitrid Mg-Al-Si. V **tab. 4** jsou vyobrazeny plošné procentuální rozdíly mezi karbidy grafitem. [1; 5]

Tab. 4 Vypočítané plošné procentuální rozdíly mezi karbidy a grafitem [1; 17].

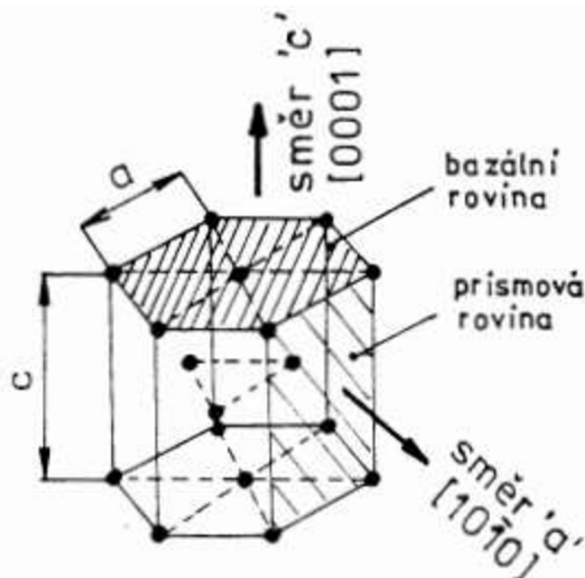
Nitrid	ΔG [kJ/mol]	Mřížka	Vybrané roviny	Rozdílnost s grafitem [%]
TiN	-	Kubická	$(010)_{\text{TiN}} \parallel (\bar{1}012)_{\text{G}}$	1,11
Mg ₃ N ₂	-	Kubická	$(010)_{\text{Mg}_3\text{N}_2} \parallel (0001)_{\text{G}}$	0,59
Mg ₃ N ₂	-118	Kubická	$(010)_{\text{Mg}_3\text{N}_2} \parallel (\bar{2}023)_{\text{G}}$	0,125
AlN	-538	Hexagonální	$(010)_{\text{AlN}} \parallel (1\bar{2}12)_{\text{G}}$	7,586

Alonso a spol. [17] se pokoušeli identifikovat nejčastější nukleační zárodky kuličkového grafitu. Z jejich výsledků vyplynulo, že teorie jádra z MgS obaleného oxidickou obálkou tvořenou komplexními sloučeninami silikátů nevysvětluje většinu jimi pozorovaných nukleačních zárodků. Většina jimi nalezených nukleačních zárodků byla tvořena až třemi rozdílnými sloučeninami a všechny z nich byly v přímém kontaktu s grafitem. Nejčastější výskyt měly zárodky z MgS, TiN a TiC. Časté byly také nitridy, silikáty, sulfidické a oxidické vměstky s komplexním složením.

2 MECHANISMUS RŮSTU GRAFITU

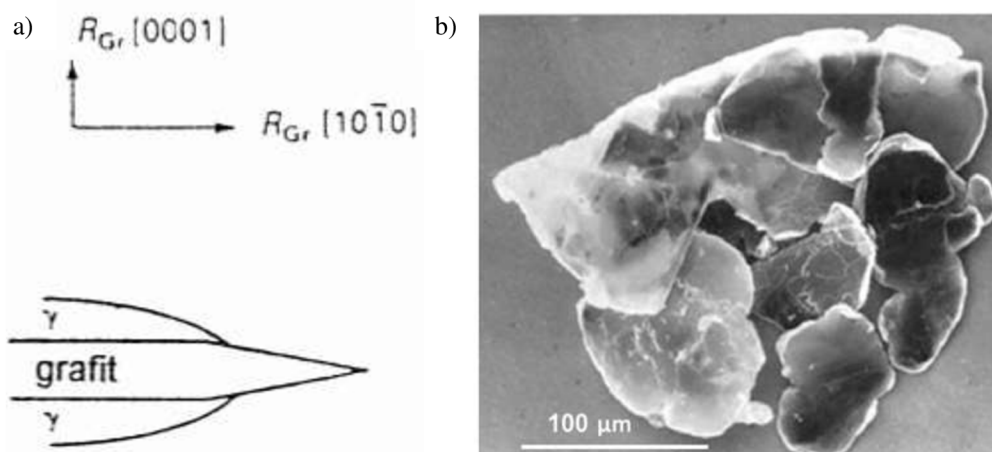
Primární vyloučená fáze v tavenině u litin obecně závisí na stupni eutektičnosti. Je-li litina podeutektická, dochází k vylučování primárního austenitu. Je-li litina nadeutektická, dochází k vylučování primárního grafitu.

Grafit má hexagonální mřížku, jeho struktura je tvořena šesti prizmovými rovinami a dvěma bazálními rovinami. Jednotlivé vrstvy (báze) se nazývají grafeny. V každé vrstvě jsou atomy uhlíku uspořádány do tvaru medové plástve se vzdáleností 0,142 nm. Vzdálenost jednotlivých bází je 0,335 nm. Roučka [23] uvádí tyto vzdálenosti 0,264 nm a 0,691 a poloměr atomu je 0,077 nm. Jednotlivé báze grafitu jsou spojeny slabými van der Waalsovými silami. Hustota grafitu činí 2220 kg/m³. Strukturu krystalu grafitu lze vidět na **obr. 7**. [6; 24; 23]



Obr. 7 Struktura krystalu grafitu [23].

Počátku růstu grafitu se věnuje **kap. 1**. Útvary grafitu obecně potřebují nějaký nukleační zárodek, na kterém mohou růst. Po vytvoření nukleačního zárodka dochází ke koagulaci atomů uhlíku, které se uspořádávají tak, jak je to energeticky nejvýhodnější. S tím souvisí povrchové napětí v tavenině. U litin s lupínkovým grafitem je v tavenině nižší povrchové napětí, a tudíž mají báze grafitu tendenci růst primárně z prismatických rovin ve směru „a“. Při tomto růstu je grafit ve směru „a“ v přímém kontaktu s taveninou, zatímco ve směru „c“ je v kontaktu s austenitem, jak lze vidět na **obr. 8a**). $R_{Gr} [0001]$ reprezentuje růst grafitu z bazálních rovin, tedy ve směru „c“. $R_{Gr} [10\bar{1}0]$ reprezentuje růst grafitu z prizmových rovin, tedy ve směru „a“. Vzhled útvaru lupínkového grafitu lze vidět na **obr. 8b**). [6; 24; 23; 25]

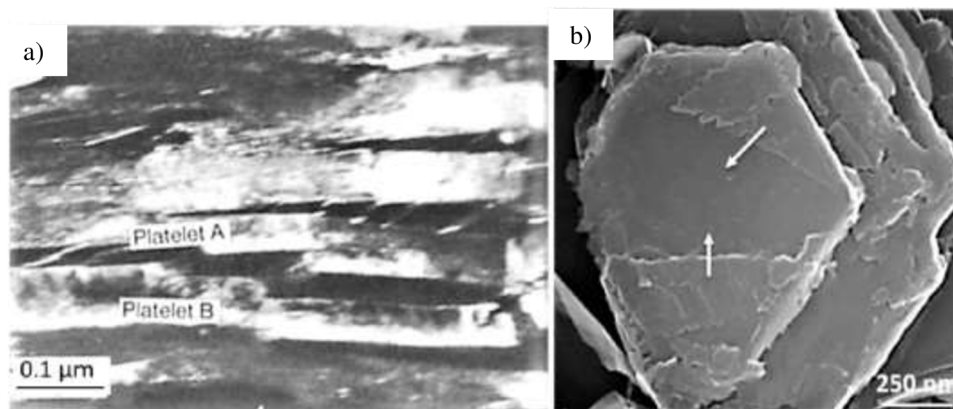


Obr. 8 a) Růst lupínkového grafitu b) Útvar lupínkového grafitu extrahovaný hlubokým leptáním [23; 25].

Jsou-li do litiny přidány povrchově aktivní prvky jako jsou globulitizační prvky Mg, Ce, La, K, Na nebo Ba, tak dochází ke zvýšení povrchového napětí v tavenině a vylučování grafitu s vhodnější morfologií. Záměrnému přidávání těchto prvků do taveniny se říká modifikace a v praxi se modifikuje především slitinami Fe-Si-Mg, které mohou mít obsah KVZ. Změnou povrchového napětí dojde ke změně mechanismu růstu. Namísto růstu podél osy „a“, začne být energeticky výhodnější růst podél osy „c“. Mechanismus růstu kuličkového grafitu popisuje spousta teorií, z nichž je řada podpořena důkazy z elektronové mikroskopie, zatímco některé takovýto důkazní materiál neposkytují. Tyto mechanismy růstu popisují [23; 26; 6; 27].

Mechanismus růstu krystalu je funkcí daného rozhraní, přechlazení a přesycení. U dendritů austenitu, které mají atomárně drsné rozhraní s taveninou, dochází ke kontinuálnímu posuvu rozhraní austenit / tavenina během růstu dendritů. Tento mechanismus růstu vyžaduje nižší energii a rychlost růstu dendritu je řízena pohybem rozpuštěných látek směrem k rozhraní. U atomárně hladkých rozhraní jako je grafit (led) dochází k laterálnímu (bočnímu) růstu, který je více energeticky náročný. Laterální růst může mít dva mechanismy. Příklady laterálního růstu lze vidět na **obr. 9**. [1; 28]

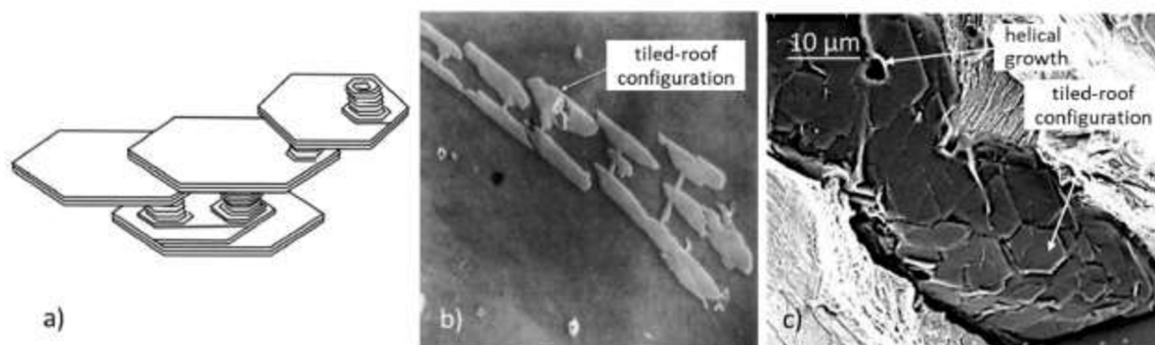
- První z nich je dvourozměrná (plošná) nukleace vrstev.
- Při druhém mechanismu dochází k nukleaci pomocí defektů krystalu. Defekty slouží jako schody pro růst nových vrstev. Defekty mohou být šroubové dislokace nebo poruchy rotace jednotlivých vrstev grafitu. Tento mechanismus je energeticky výhodnější než první případ. Ke zvětšování těchto vrstev dochází pomocí růstu grafitu ve směru „c“.



Obr. 9 Vzhled vrstev grafitu a) TEM snímek vrstev grafitu v kuličkovém útvaru grafitu. b) SEM snímek růstové fronty nové destičky grafitu na útvaru vermikálního grafitu. [25].

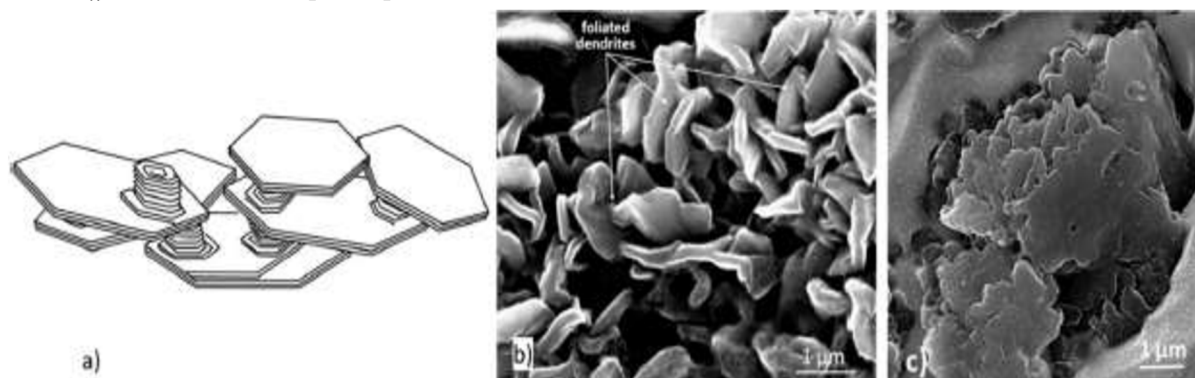
Jelikož je plošný růst sám o sobě pomalý děj a dochází při něm pouze k růstu ve směru „a“, tak dochází k nukleaci více destiček najednou. Tento jev se nazývá polykrystalizace. [1; 25]

Skládání hexagonálních útvarů grafitu do celistvých sloupců ve směru „c“ se nazývá foliace (tvorba fazet). Foliace může mít různou míru uspořádání, což má za následek odlišné struktury grafitu. Na **obr. 10** lze vidět rozvětvené pravidelné uspořádání fazet se sklonem. Tyto destičky se rozvětvují a rostou paralelně, čímž tvoří lamelární grafit. [1; 25]

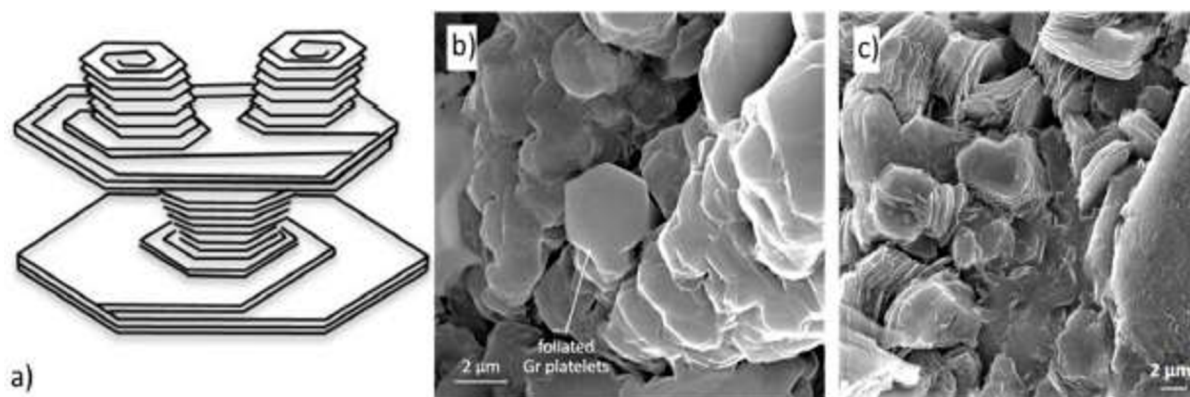


Obr. 10 Lamely krystalů grafitu se sklopeným uspořádáním; a) Schématické znázornění foliace sloupců grafitu; b) fazetové dendrity se sklopenou konfigurací, zvětšeno 40x; c) snímek lomu litiny s lamelárním grafitem [1].

Nižší míra uspořádání foliace bývá způsobena vyšším povrchovým napětím v tavenině, zvýšenou rychlostí ochlazování nebo lokálním přesycením globulitizačních prvků jako je např. Mg a Ce. Při tomto mechanismu vzniká dendritická struktura grafitu. Pozorováním útvarů chunky grafitu pomocí elektronové mikroskopie bylo zjištěno, že má tendenci růst tímto mechanismem viz **obr. 11**. Více o chunky grafitu v **kap. 3**. Při vyšších rychlostech ochlazování dochází k foliaci lamel grafitu do sloupců orientovaných do rovnoosých útvarů rostoucích ve směru „c“, viz **obr. 12**. [1; 25]

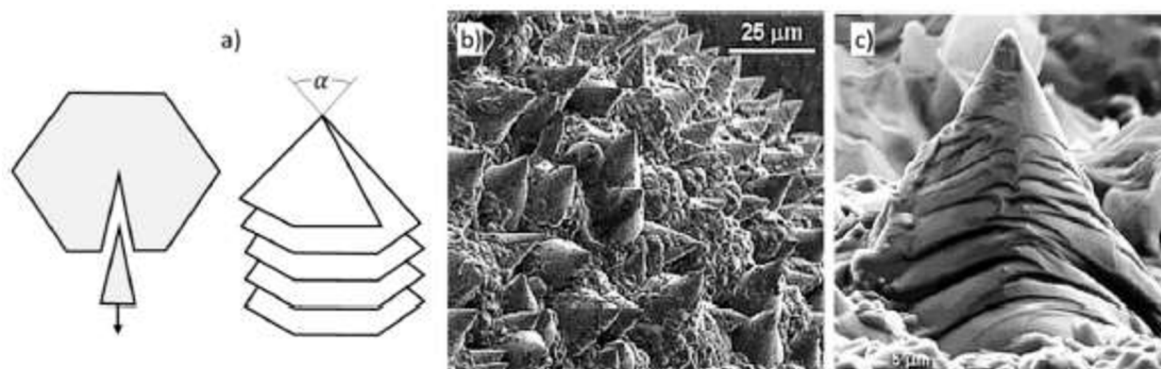


Obr. 11 Lamely grafitu s nízkou mírou uspořádání tvořící dendrity; a) Schématické uspořádání; b) Dendrity vzniklé foliací; c) Snímek lamel chunky grafitu [1].



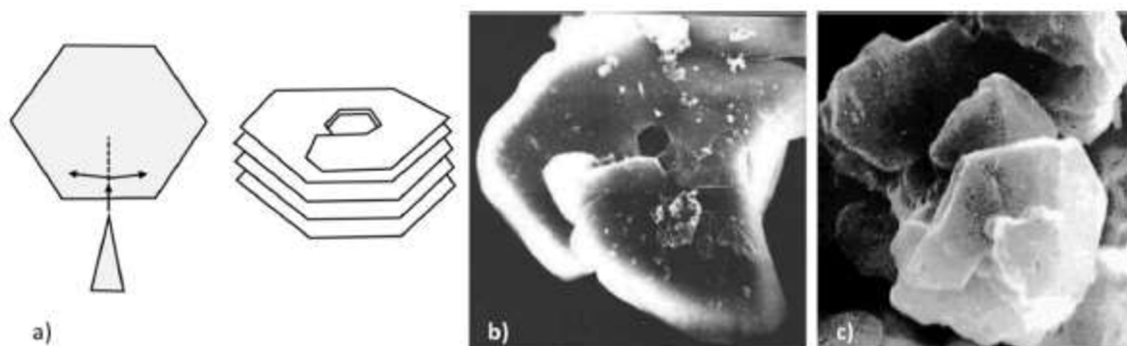
Obr. 12 Lamely grafitu rostoucí v rovnoosém uspořádání; a) Schématické uspořádání; b) sloupcové uspořádání hexagonálních lamel v LVG; c) Růst sloupců lamel grafitu v LVG s 0,01 % Sb. [1].

Při šroubovicovém růstu grafitu dochází k disklinaci (lineární porucha, při které dojde ke stočení mřížkového vektoru a následném vzniku nové osy symetrie [29]). Na **obr. 13** je uveden šroubovicový růst s pozitivním úhlem. Při tomto růstu dochází ke kontinuální rotaci jednotlivých vrstev, které kopírují tvar a úhel vrstev předchozích. [1; 25]



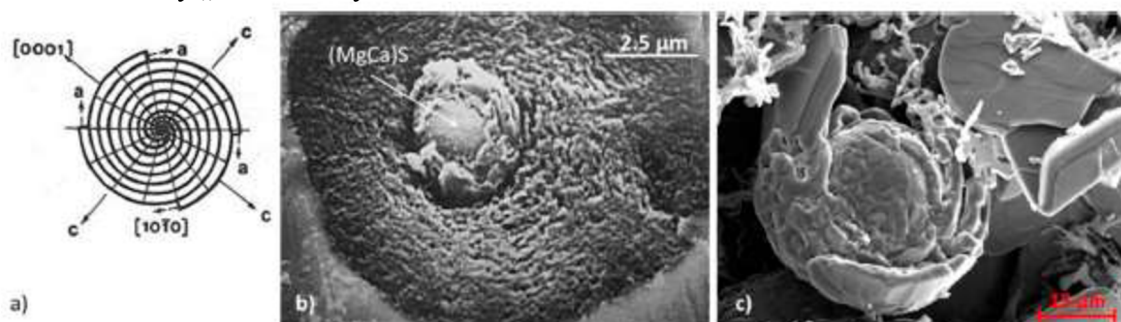
Obr. 13 Šroubovicový růst s pozitivním úhlem; a) Schématické znázornění; b) Kužely grafitu na povrchu kuličky grafitu; c) Přiblížení na detail kuželu z obrázku (b) [1].

Na **obr. 14** je uveden šroubovicový růst s negativním úhlem. Při tomto mechanismu růstu dochází k makro-spirálovému růstu. Typickým poznávacím znakem tohoto mechanismu je hexagonální otvor umístěný v ose růstu šroubovice. Bylo zjištěno, že tímto mechanismem může růst chunky grafit viz **obr. 14c**. Více o chunky grafitu v **kap. 3**. [1; 25]



Obr. 14 Šroubovicový růst grafitu s negativním úhlem; a) Schématické znázornění; b) Překrývající se segmenty s dírou hexagonálního tvaru uprostřed; c) Detail na útvar chunky grafitu v LKG [1].

Zakřivený růst krystalu grafitu nastává růstem grafenu podél obvodu kuličky ve směru „a“ simultánně dochází k nukleaci grafitu ve směru osy „c“, tento posuv však není tak dominantní jako ve směru osy „a“. Příklady růstu tohoto mechanismu lze vidět na **obr. 15**. [1; 25; 30]



Obr. 15 Spirálový růst vrstev grafenu okolo nukleačního zárodku; a) Schématické znázornění; b) Růst kolem zárodku (MgCa)S; c) Spirálový růst grafitu v Ni-C slitině [1].

3 CHUNKY GRAFIT

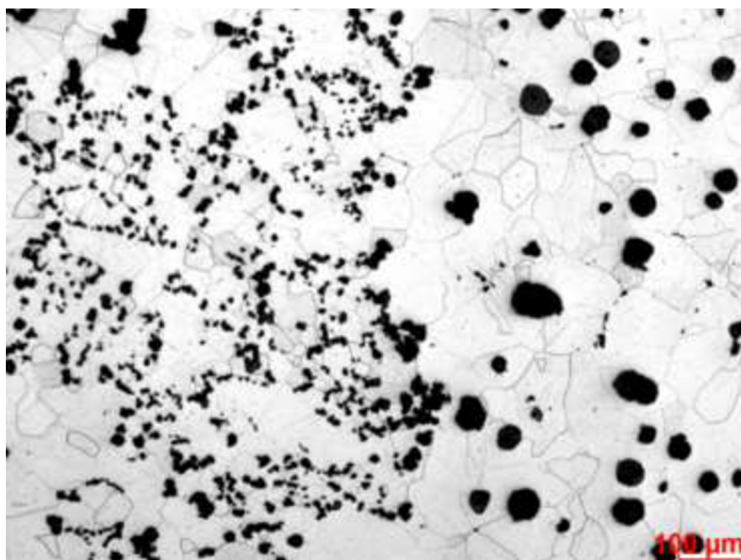
Je to jedna z nejčastějších a nejzávažnějších lokálních degenerovaných forem kuličkového grafitu. Velice často jej lze nalézt v silnostěnných odlitcích z litiny s kuličkovým grafitem. Vyskytuje se v tepelných osách, uzlech a obecně v místech, kde tavenina tuhne dlouhou dobu. Jeho výskyt lze často pozorovat i pouhým okem viz **obr. 16**, na plochách, které jsou obrobeny. [31]



Obr. 16 Chunky grafit rozeznatelný makroskopicky [19].

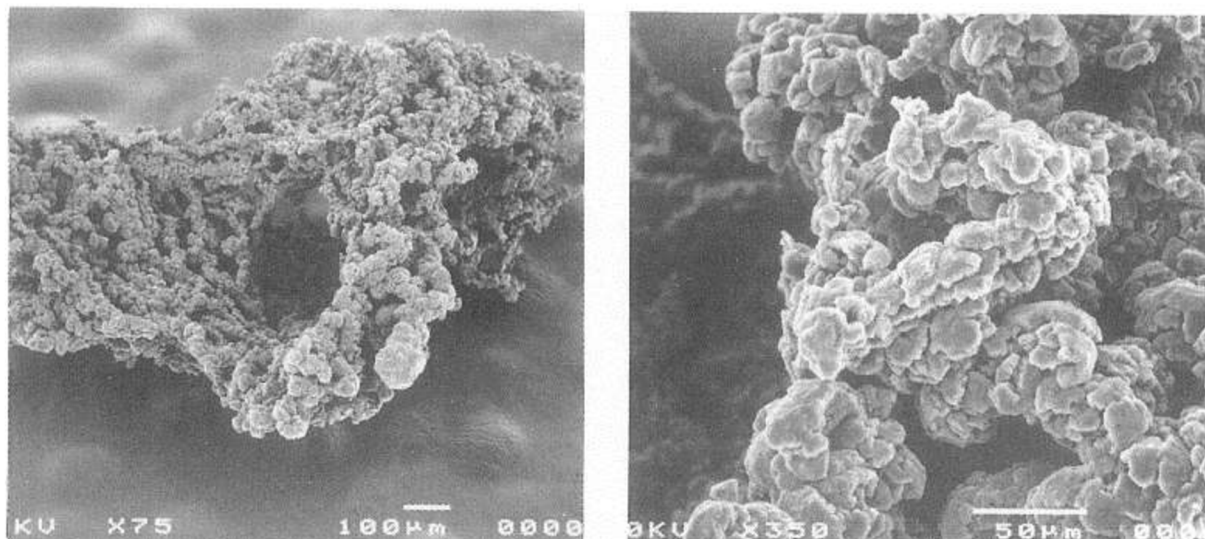
První teorie spojené s touto degenerací grafitu byly postavené na tom, že se jednalo o jednotlivé úlomky kuliček grafitu [32]. S rozvojem elektronové mikroskopie bylo zjištěno, že se nejednalo o samostatné úlomky kuliček, ale že chunky grafit je rozvětvená struktura, propojená kanálky. Dále bylo zjištěno, že růst chunky grafitu je podobně jako u kuliček a červíků spirálovitý nebo šroubovicový dislokační mechanismus viz **kap.3**. Literatura [33] uvádí, že k nukleaci chunky grafitu dochází na počátku tuhnutí eutektika, dokonce dříve než k nukleaci kuličkového grafitu. Itofuji a Uchikawa [34] uvádí, že buňka chunky grafitu má výrazně větší rozlohu než ostatní formy grafitu vyskytující se v LKG. Uvádí, že průměrný objem útvarů chunky grafitu činí 0,8 mm³, zatímco dokonalá kulička grafitu o průměru 50 μm má objem 5,2 · 10⁻⁴ mm³.

Chunky grafit se však většinou v praxi pozoruje pomocí světelné mikroskopie. Na snímku z **obr. 17** lze pozorovat výskyt chunky grafitu v litině se zvýšeným obsahem křemíku ve vzdálenosti přibližně 30 mm od stěny bloku o tloušťce stěny 160 mm. Chunky grafit na metalografických výbrusech vypadá, jako kdyby se kuličky grafitu rozpadly na drobné samostatné útvary a postupně se začaly vzájemně vzdalovat. Tvarově připomíná vermikulární grafit, avšak chunky grafit tvoří rozlehlejší síťoví kanálků.



Obr. 17 Chunky grafit na metalografickém výbrusu ze vzorku T2-K160-2. Původní zvětšení: 100x.

Výskyt chunky grafitu způsobuje pokles mechanických vlastností, především tažnosti. Jedná se o mezikrystalický, eutektický grafit, jenž je tvořen výrazně rozvětvenými útvary se vzájemně propojenými kanálky viz **obr. 18**. [35; 36]



Obr. 18 Snímek buňky chunky grafitu; a) Původní zvětšení: 75x; b) Původní zvětšení: 350x [34]

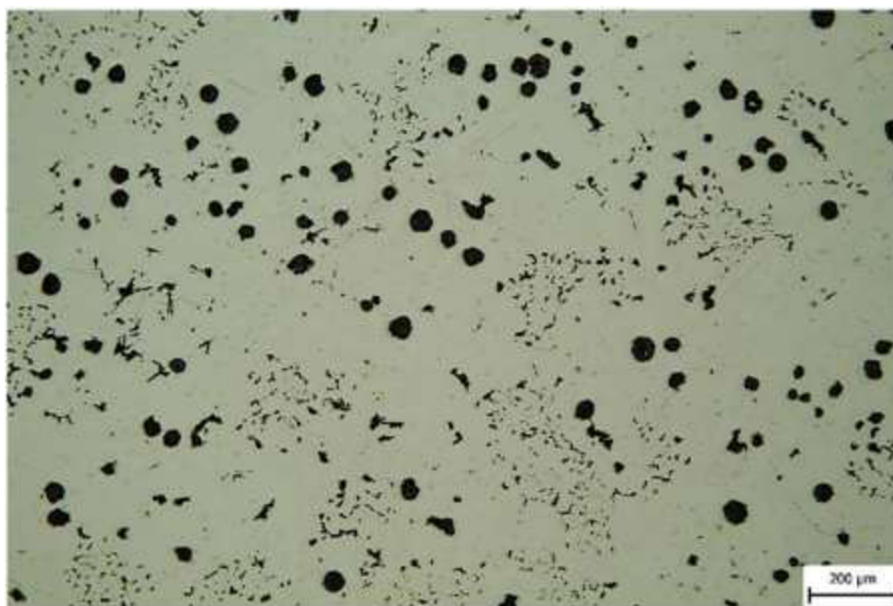
Zdroj [37] uvádí, že jediné prvky, u kterých zjistili, že dochází k měřitelným změnám v jejich koncentraci, jsou Si a Mn. Křemík má tendenci působit globulitizačně, a tudíž je možné, že by v místech jeho lokálního přesycení mohlo dojít k tvorbě degenerovaných forem grafitu. Mangan je perlitotvorný prvek, který má významnou tendenci segregovat. Více je tato problematika rozebrána v **kap 6**. Výchytky koncentrace manganu a křemíku však podle [37] neměly spojitost s formou vyloučeného grafitu. Měření mikrosegregace prvků s nízkou koncentrací (Ce, Ca a S) taktéž žádné výsledky ohledně vzniku CHG nepřináší. Důvodem jsou rozdíly mezi koncentracemi těchto prvků, jež jsou nižší, než rozlišovací schopnost daných měřících zařízení. [35; 38; 31]

Literatura [37] přichází s hypotézou, že vznik CHG může korelovat s obsahem Mg, S a O. Tyto prvky hrají klíčovou roli při tvorbě nukleačních zárodků viz **kap. 1**. Tato hypotéza stojí na tom, že kuličkový grafit má většinou jako jádro zárodku MgS, na který se naváže obálka z $\text{MgO}\cdot\text{SiO}_2$. Aktivní prvky přidané očkovaním s těmito substráty reagují a tvoří zárodky s hexagonální mřížkou vhodné pro růst grafitu. Chybí-li v tavenině O nebo S, tyto požadované zárodky se nemusí vytvořit a grafit začne nukleovat na nevhodně uspořádaných krystalech zárodků, což může zapříčinit růst degenerovaných forem grafitu.

Vylučuje-li se chunky grafit ve struktuře, na výbrusech bude možno nalézt i jiné nepravidelné útvary grafitu. Källbom a spol. [37] tento fakt připisují nedostatečnému obsahu O v tavenině. Ve svém experimentu se zaměřili na cílenou modifikaci k horní doporučené hranici obsahu Mg. Ve struktuře nebyl nalezen žádný vermikulární grafit, avšak i přes to byly nalezeny nepravidelné útvary grafitu, což by značilo nedostatečné očkování. Avšak autoři uvádí že i očkování bylo provedeno kvalitně a že nepravidelné útvary pravděpodobně vznikly kvůli nedostatečnému obsahu O v tavenině.

Studie [37] byla zaměřena na pozorování výskytu částic Mg, O a S. Sloučeniny na bázi těchto prvků byly nalezeny ve většině pozorovaných kuliček napříč celým průřezem. Tyto zárodky byly taktéž nalezeny v hraničních oblastech mezi KG a CHG. Källbom [37] tvrdí, že tyto zdravé oblasti pravděpodobně spotřebovaly většinu O.

I když se CHG vyskytuje ve shlucích v tepelných osách, neznamena to, že takto bude vyloučen všechen grafit. Současně s útvary chunky grafitu se vyskytuje dokonale i nedokonale kuličkový grafit viz **obr. 19**. [35; 38; 31]



Obr. 19 Výbrus vzorku obsahující CHK i KG. Původní zvětšení 100x [38].

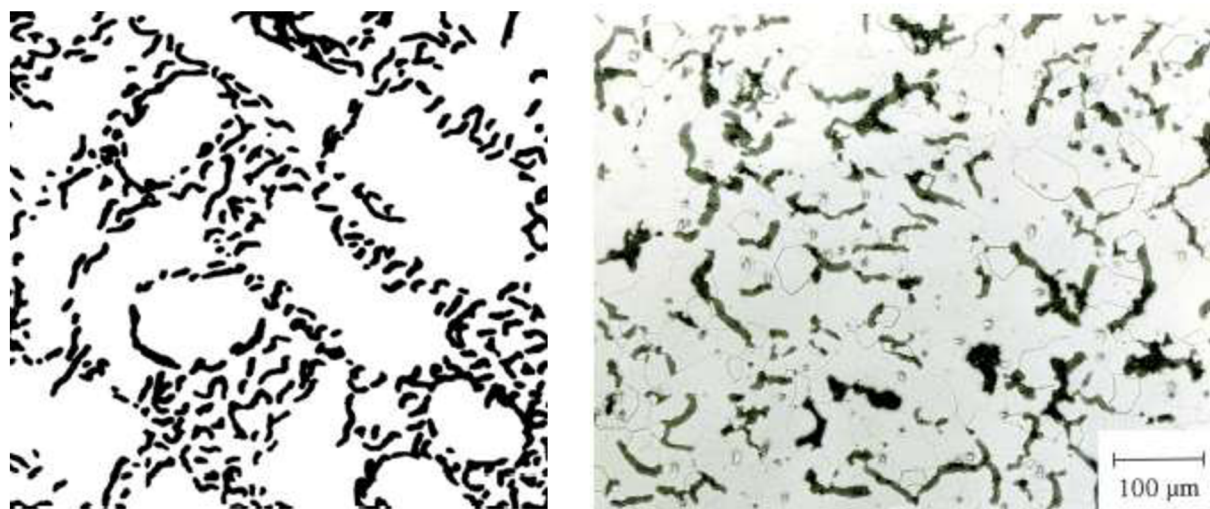
Tvorba chunky grafitu je sice kvalitně popsanou záležitostí, avšak některé teorie jsou mezi sebou v rozporu, nebo si přímo protirečí. Jeho výskyt bývá ovlivněn jak metalurgickými, tak technologickými vlivy a jejich vzájemnou synergií. Vzájemné korelaci mezi chemickým složením litin a rychlostí tuhnutí odlitků se věnuje Baer [39].

Si a KVZ mají tendenci v silnostěnných odlitcích vytvářet CHG. Literatura [35] uvádí, že Ce tento vliv nemá. Löblich [40] uvádí, že u silnostěnných odlitků z litin s vyšším obsahem Si než 2,4 % je nutno dodržet správný poměr Ce ku stopovým prvkům jako jsou Sb, Pb, As. Dále uvádí, že je potřebné držet obsah Ni co nejnižší, protože nikl má tendenci výrazně podporovat vznik CHG. Literatura [41] uvádí, že do 0,6 % Ni nemá negativní vliv. Sertucha a spol. uvádí v publikaci [42], že nízké kontrolované obsahy prvků KVZ v kombinaci s Sb mohou pomáhat potlačovat jeho vznik v silnostěnných odlitcích u konvenčních i HiSi litin za použití standardních vsázkových surovin. Dále uvádí, že antimon a cín měly pozitivní účinek při koncentracích okolo 500 ppm bez ohledu na KVZ. Zároveň však varují, že bez obsahu kovů vzácných zemin se může vyloučit spiky grafit, který má ještě horší vliv na mechanické vlastnosti. [35; 42]

Z hlediska technologického mají kritický vliv na vyloučenou morfologii grafitu rychlost ochlazování, lící teplota, tloušťka stěn a použitá technologie, kterou byl odlitek vyroben. Řada materiálů věnující se této problematice se shoduje na tom, že kritické jsou tloušťky stěn nad 100 mm. [43]

3.1 Problém s misinterpretací chunky grafitu

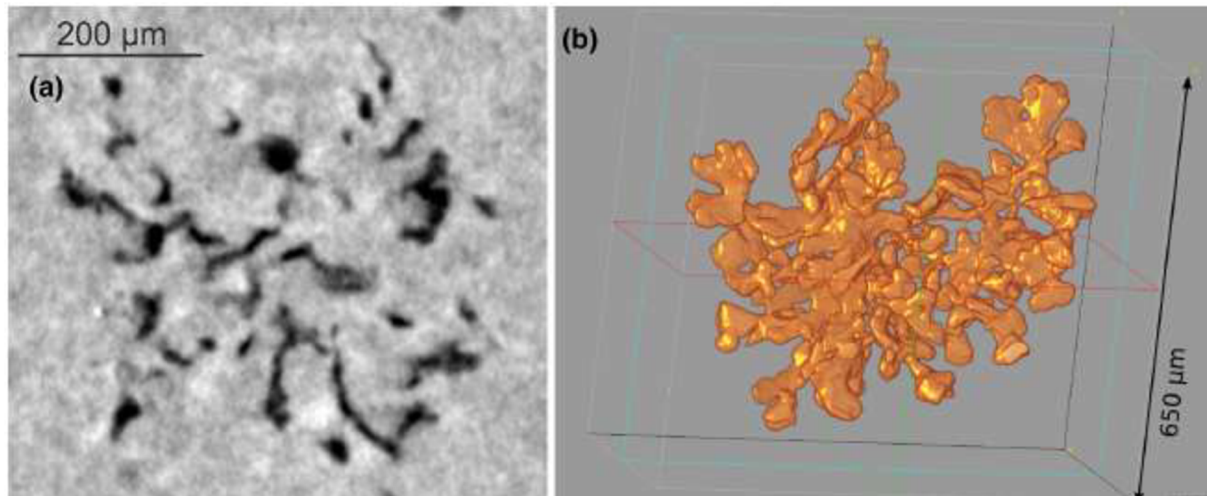
Při pozorování chunky grafitu pomocí optické mikroskopie může dojít k záměně s mezidendritickým neusměrněným grafitem (typ D). Dále je problematická záměna chunky grafitu s kompaktním grafitem (vermikulární). Na **obr. 20a)** lze vidět mezidendritický neusměrněný grafit, zatímco na **obr. 20b)** lze vidět útvary vermikulárního grafitu. [39]



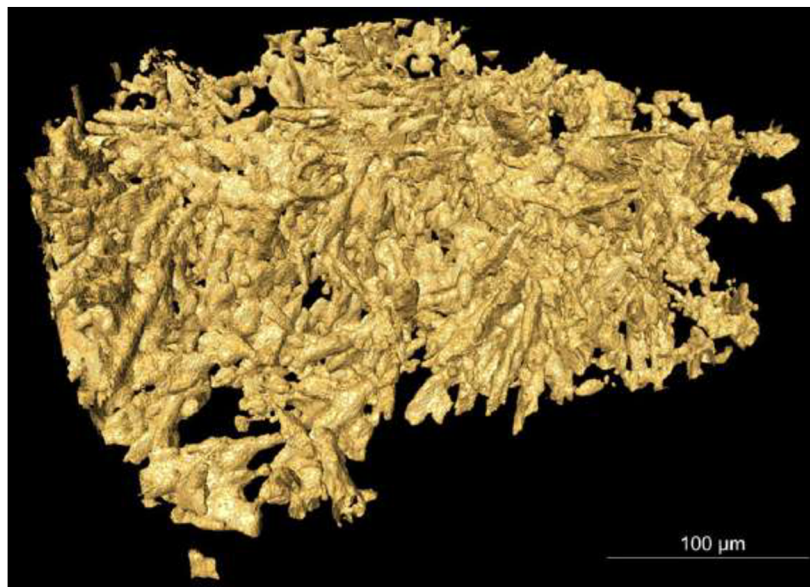
Obr. 20 a) rozložení grafitu dle typu D podle ISO 945-1 [44]; Feritická LVG v leptaném stavu. Původní zvětšení neuvedeno [39].

Při měření průměrného obsahu chunky grafitu v litině, pomocí optické mikroskopie metalografických výbrusů vždy dojde k naměření nižších hodnot než při měření lomových ploch. To znamená, že chunky grafit je pro šíření trhlin tou nejsnazší cestou. Znamená to taktéž to, že se současnými metodami měření nelze spolehlivě určit, jaký podíl objemu struktury chunky grafit tvoří. Dalším problémem je, že neexistuje nedestruktivní zkoušení, které by odhalilo výskyt chunky grafitu. [32; 39]

Na **obr. 21** lze vidět snímky vermikulárního grafitu získané pomocí rentgenové tomografie během tuhnutí daného útvaru. Při porovnání snímku z **obr. 21b**) a **obr. 22** lze vidět, že se jedná o odlišné struktury. Chunky grafit je v porovnání s vermikulárním grafitem výrazně rozvětvenější útvar s menší tloušťkou kanálků, rozkládající se na větší ploše.



Obr. 21 Vermikulární grafit v LVG analyzován pomocí rentgenové tomografie během tuhnutí; a) 2D snímek z tomogramu; b) Vygenerovaný 3D snímek útvaru z 2D snímku. [39].



Obr. 22 Detail útvaru chunky grafitu pořízený pomocí synchrotronového CT [39].

3.2 Matematický model pro predikci chunky grafitu

Studie [35] pojednává o vypracování matematického modelu pro stanovení množství vyloučeného chunky grafitu. Měřeny byly odlitky z LKG ve tvaru kuželových bloků o \varnothing 300 mm a výšce 350 mm, které byly odlity do křemenného ostřiva pojeného vodním sklem. Vzorky byly odlity metodou KALPUR (metoda lití odlitků skrze nálitek) viz **obr.23**.



Obr. 23: Náhled zkušebních těles kuželů z Bauerova experimentu [35].

Autoři očekávali, že Bi bude potlačovat vznik CHG a zvýší nodulaturu dané litiny. Dále uvádí že vhodný poměr Ce a Bi může potlačovat vznik chunky grafitu v silnostěnných odlitcích z litiny se zvýšeným obsahem křemíku a niklu. Tento experiment byl tedy zaměřen na zjištění vlivu Bi přidaného ve formě čistého kovu v rozmezí 0,002 % až 0,01 %. Bismut byl přidán jako 99,99 % čistý kov ve formě granulí uložený na pěnovém filtru. Autoři uvádí, že u silnostěnných odlitků z litin s vyšším obsahem křemíku je důležité znát obsah ceru a stopových prvků jako je Sb, Pb a As. Cer byl přidán jako komponenta v modifikátoru a očkovadle. Jeho obsah činil 0,01 %. [35]

Celkově bylo odlito 12 vzorků v 6 tavebách. Vsázku tvořil Sorelmetal 70 %, vrat 21 %, ocelový odpad 9 %, SiC 0,1 % a FeSi 2,3 %. Takovéto druhování vsázky bylo zvoleno kvůli dodržení konstantního chemického složení (hlavně stopových prvků) a reprodukovatelnosti experimentu. [35]

Licí teplota byla 1380 °C, čas lití byl 27 s a hmotnost odlitku včetně nálitku činila 80 kg. Kvůli kapacitě pánve mohly být odlity pouze 2 odlitky z jedné pánve. [35]

Bylo provedeno měření teploty kovu a formovací směsi. Podle naměřených dat získaných pomocí termočlánků z odlitků byly upraveny vstupní parametry pro simulace. [45; 35]

V **tab. 5** jsou rozepsány vsázkové suroviny jednotlivých taveb. Modifikace byla provedena metodu Sandwich. Očkování bylo prováděno dvoufázově. První očkování bylo provedeno v pánvi nebo bylo sypáno do proudu kovu a druhé očkovadlo společně s Bi (Bi nebyl přidán u odlitků 1, 3, 5 a 6) byly nasypány na filtr v průtočném nálitku. [35]

Tab. 5 Nastavení experimentu ze studie. Obsahy prvků jsou udány v [hm. %] [35].

Blok	Tavba	Materiál	Si	Ni	Bi	Modifikátor	Očkovadlo
1	T1	400-15	2	0	0	1,8	0,2 % filtr + 0,4 % pánev
2	T1	400-15	2	0	0,01	1,8	0,2 % filtr + 0,4 % pánev
3	T2	400-15	2	0	0	1,8	0,2 % filtr + 0,4 % proud
4	T2	400-15	2	0	0,01	1,8	0,2 % filtr + 0,4 % proud
5	T3	400-18	2	0,7	0	1,8	0,2 % filtr + 0,4 % proud
6	T4	500-14	3,6	0	0	1,8	0,2 % filtr + 0,4 % proud
7	T5	500-14	3,6	0	0,002	1,8	0,2 % filtr + 0,4 % proud
8	T5	500-14	3,6	0	0,006	1,8	0,2 % filtr + 0,4 % proud
9	T5	500-14	3,6	0	0,01	1,8	0,2 % filtr + 0,4 % proud
10	T6	400-18	2	0,7	0,002	1,8	0,2 % filtr + 0,4 % proud
11	T6	400-18	2	0,7	0,006	1,8	0,2 % filtr + 0,4 % proud
12	T6	400-18	2	0,7	0,01	1,8	0,2 % filtr + 0,4 % proud

Po modifikaci bylo změřeno chemické složení odlévaného kovu z jednotlivých pánví, tudíž mají vzorky 1 a 2; 3 a 4; 7 a 8; 10 a 11 změřené stejné chemické složení, protože byly odlity ze stejné pánve. Naměřená chemická složení jsou uvedena v **tab. 6**. [35]

Tab. 6 Chemické složení jednotlivých taveb [35].

Blok	C	Si	Mn	S	P	Mg	Ni	Ce	C _{ekv}
1	3,36	1,78	0,12	0,01	0,03	0,037	0,03	-	4,05
2	3,36	1,78	0,12	0,01	0,03	0,037	0,03	-	4,05
3	3,66	2,15	0,17	0,01	0,03	0,034	0,03	-	4,47
4	3,66	2,15	0,17	0,01	0,03	0,034	0,03	-	4,47
5	3,51	1,75	0,16	0,01	0,03	0,036	0,03	0,010	4,18
6	3,18	3,46	0,16	0,01	0,03	0,059	0,03	0,007	4,43
7	3,28	3,12	0,17	0,01	0,03	0,048	0,72	0,008	4,42
8	3,28	3,12	0,17	0,01	0,03	0,048	0,03	0,008	4,42
9	3,10	3,09	0,17	0,01	0,03	0,041	0,02	0,006	4,22
10	3,43	1,85	0,12	0,01	0,03	0,051	0,75	-	4,15
11	3,43	1,85	0,12	0,01	0,03	0,051	0,75	-	4,15
12	3,47	1,79	0,12	0,01	0,03	0,042	0,68	-	4,17

V **tab. 7** je uvedeno, kolik jednotlivé bloky obsahovaly chunky grafitu. Nejvyšší obsah chunky grafitu byl naměřen v odlitku 6, který obsahoval 63 % chunky grafitu. Jednalo se o HiSi litinu s obsahem 3,46 % Si; 0,007 % Ce a bez obsahu Bi (zbytek chemického složení daných taveb je uveden v **tab. 6**). Vysoký podíl CHG byl naměřen ve vzorku 7, který obsahoval 3,12 % Si; 0,72 % Ni; 0,008 % Ce a 0,002 % Bi. Stejně jako odlitek 6 byl odlitek 7 z HiSi litiny. Podobný obsah CHG měl odlitek 11. Ten obsahoval 1,85 % Si; 0,68 % Ni; žádný Ce a 0,006 % Bi.

Tab. 7 Množství vyloučeného chunky grafitu v jednotlivých blocích [35].

Blok	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Mat.	EN-GJS-400-15				EN-GJS-400-18		EN-GJS-500-14			EN-GJS-400-18		
CHG %	0	0	0	0	13	63	48	23	16	5	43	0

Nejméně chunky grafitu měly odlitky 1, 2, 3, 4 a 12. Všechny tyto odlitky mají společné to, že neobsahují Ce, mají nízký obsah Si a až na odlitek 12 mají nízký obsah niklu. Pozoruhodný je rozdíl mezi odlitkem 10 a 11, které byly odlity ze stejné pánve a lišily se pouze množstvím přidaného Bi o 0,004 %. Rozdíl v množství vyloučeného chunky grafitu činí 38 %.

Podíl vyloučeného grafitu (f_{CHG}) je funkcí rychlosti ochlazování (v_{hl}) a obsahu křemíku (x_{Si}), obsahu niklu (x_{Ni}) a obsahu bismutu (x_{Bi}). Korelační koeficient mezi vypočtenými obsahy vyloučeného CHG a zjištěného CHG pomocí obrazové analýzy vyšel $R = 0,92$, koeficient determinace $R^2 = 0,84$ a hodnota významnosti (signifikance) $p = 1,4 \cdot 10^{-6}$. Statistickou analýzou zadaných parametrů pomocí metody nejmenších čtverců bylo zjištěno, že pouze parametry uvedené v rovnicích 2 až 5 byly statisticky významné. Porovnání vypočítaných (dle **3.1**) a naměřených obsahů CHG z experimentu lze vidět na **obr. 24**. Z těchto dat byla sestavena rovnice:

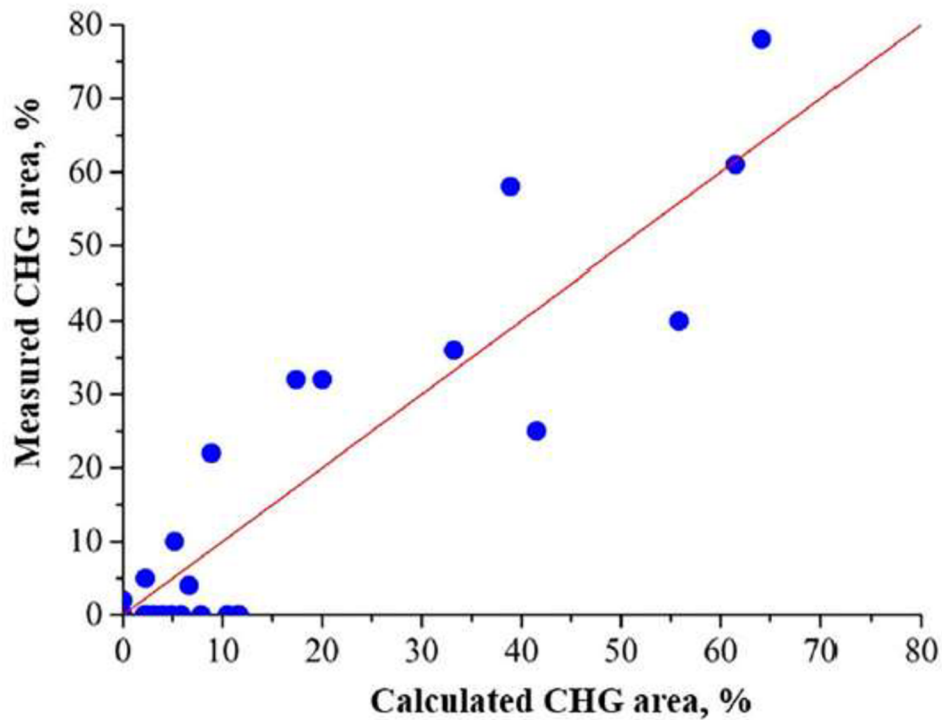
$$f_{CHG}(x_{hl}, x_{Si}, x_{Ni}, x_{Bi}) = 638 - 437 \cdot v_{hl} - 513 \cdot x_{Si} - 1280 \cdot x_{Ni} + 111 \cdot x_{Si}^2 + \quad (3.1)$$

$$+ 1640 \cdot x_{Ni}^2 + 1383617 \cdot x_{Bi}^2 - 6522 \cdot x_{Si} \cdot x_{Bi} +$$

$$+ 4506 \cdot x_{Ni} \cdot x_{Bi}$$

Kde: v_{hl} - rychlost ochlazování, [K · s⁻¹]
 x_{Si} - obsah křemíku, [%]
 x_{Ni} - obsah niklu, [%]
 x_{Bi} - obsah bismutu, [%]

Pro uvedenou rovnici platí, že když f_{CHG} bude menší než nula, tak by se chunky grafit neměl v litině vyskytovat, bude-li výsledek v rozmezí 0 až 100, tak lze očekávat, že výsledná hodnota bude udávat podíl struktury chunky grafitu. Vyjde-li f_{CHG} větší než 100, měl by být všechen grafit vyloučen jako chunky grafit.



Obr. 24: Porovnání vypočítaných a změřených hodnot obsahu CHG [35].

Podle výsledků z uvedeného experimentu má v silnostěnných odlitcích obsah Bi do 0,01 % pozitivní vliv na morfologii grafitu i přes zvýšený obsah KVZ. Při podílu Ce/Bi = 0,6 (Bi 0,06 %) byla výsledkem nejlepší morfologie grafitu a téměř žádný vyloučený CHG. Autoři uvádí, že by bylo vhodné, aby se matematický model z jejich výzkumu rozrostl o další kovy vzácných zemin, které ovlivňují vznik CHG. [35]

4 LITINY S KULIČKOVÝM GRAFITEM SE ZPEVNĚNÝM TUHÝM ROZTOKEM (HISI)

Litiny s kuličkovým grafitem se zpevněným tuhým roztokem (anglicky - Solution Strengthened High Silicon Ferritic Ductile Cast Iron) také nazývány jako litiny se zvýšeným obsahem křemíku (anglicky – High Silicon Ductile Iron) zkráceně HiSi litiny jsou popsány v normě ČSN EN 1563:2018 [44], která uvádí 3 jakosti této litiny. Tyto materiály uvádí **tab. 8**. Jedná se o litiny s kuličkovým grafitem s plně feritickou maticí. Feritu je dosaženo pomocí zvýšeného obsahu křemíku. Obsah Si se pohybuje v rozmezí 3,2 až 4,3 hm.%. [46; 47]

Tab. 8: Mechanické vlastnosti dle ČSN EN 1563:2018 [44].

Popis materiálu		Tloušťka stěny	Smluvní mez kluzu	Mez pevnosti	Tažnost
Symbol	Číslo	t [mm]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
EN-GJS-450-18	5.3108	t ≤ 30	350	450	18
		30 ≤ t ≤ 60	340	430	14
		t > 60	-	-	-
EN-GJS-500-14	5.3109	t ≤ 30	400	500	14
		30 ≤ t ≤ 60	390	480	12
		t > 60	-	-	-
EN-GJS-600-10	5.3110	t ≤ 30	470	600	10
		30 ≤ t ≤ 60	450	580	8
		t > 60	-	-	-

U konvenčních LKG obecně platí, že feritická matrice způsobuje vyšší tažnost a houževnatost, ale nižší tvrdost a mez pevnosti. Perlit na druhou stranu zvyšuje mez pevnosti a tvrdost, ale snižuje tažnost a houževnatost.

Mechanické vlastnosti a struktury daných litin taktéž popisuje norma ČSN EN 1563:2018 [44]. Ta zohledňuje vliv tloušťky stěn odlitků na pokles mechanických vlastností. Proto jsou v **tab. 8** uvedeny rozmezí tlouštěk 0 až 30 mm, 30 až 60 mm a tloušťky nad 60 mm nemají definované požadované mechanické vlastnosti.

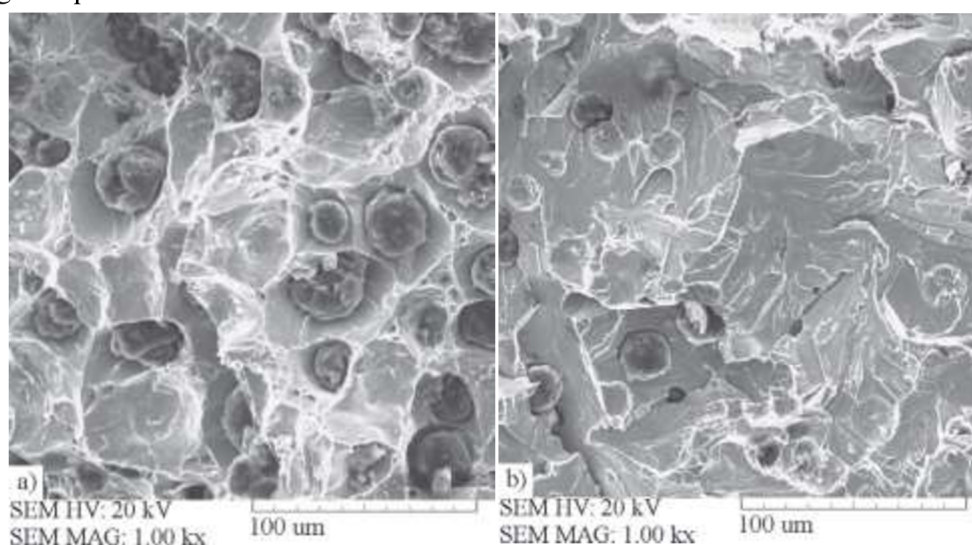
Materiál EN-GJS-450-18 má požadavek na R_m = 450 MPa, R_{p0,2} = 350 MPa a A = 18 % při tloušťce stěny do 30 mm. Při tloušťce stěny v rozmezí 30 až 60 mm je požadavek na R_m = 430 MPa, R_{p0,2} = 340 MPa a A = 14 %. Materiál EN-GJS-500-14 má požadavek na R_m = 500 MPa, R_{p0,2} = 400 MPa a A = 14 % při tloušťce stěny do 30 mm. Při tloušťce stěny v rozmezí 30 až 60 mm je požadavek na R_m = 480 MPa, R_{p0,2} = 390 MPa a A = 12 %. Materiál EN-GJS-600-10 má požadavek na R_m = 600 MPa, R_{p0,2} = 470 MPa a A = 10 % při tloušťce stěny do 30 mm. Při tloušťce stěny v rozmezí 30 až 60 mm je požadavek na R_m = 580 MPa, R_{p0,2} = 450 MPa a A = 8 %.

Při porovnání mechanických vlastností z **tab.9** je patrný rozdíl mezi vyloučenou strukturou, poměrem meze pevnosti a tažnosti a poměrem mezi R_m a R_{p0,2}. HiSi litiny dosahují poměru meze kluzu ku mezi pevnosti, který činí 75 až 85 %, zatímco běžné feriticko-perlitické LKG dosahují 55 až 65 %.

Tab. 9: Mechanické vlastnosti konvenčních LKG v porovnání HiSi litin (HiSi litiny nemají normou předepsané tvrdosti) [44].

	Označení materiálu	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	HB	struktura
HiSi litiny	EN-GJS-450-18	350	450	18	-	F
	EN-GJS-500-14	400	500	14	-	F
	EN-GJS-600-10	470	600	10	-	F
Standardní LKG	EN-GJS-350-22	220	350	22	< 160	F
	EN-GJS-400-18	250	400	18	130-175	F
	EN-GJS-450-10	310	450	10	160-210	F
	EN-GJS-500-7	320	500	7	170-230	F + P
	EN-GJS-600-3	370	600	3	190-270	P + F
	EN-GJS-700-2	420	700	2	225-305	P
	EN-GJS-800-2	480	800	2	245-335	P, S
	EN-GJS-900-2	600	900	2	270-360	B, S

Z porovnání mechanických vlastností konvenčních a HiSi litin vyplývá, že křemík má výraznější vliv na smluvní mez kluzu než na mez pevnosti. Vyšší obsah Si také způsobuje snížení tažnosti, avšak v porovnání s konvenční LKG je tento úbytek pomalejší se zvyšováním pevnosti. Podle literatury [48] je tažnost při koncentraci okolo 5,4 hm. % neměřitelná kvůli vysoké křehkosti feritu. Tvrdost se s přidavkem Si kontinuálně zvyšuje, avšak dochází ke snižování houževnatosti. Rozdíl tvárného (3,11 % Si; 106 J) a štěpného lomu (4,22 % Si; 45 J) vzorku bez vrubu lze vidět na **obr. 25**. Tyto snímky byly pořízeny pomocí SEM elektronového mikroskopu. Lomová plocha vzorku s 3,11 % Si vykazuje značné plastické deformace feritu (lze vidět jamkovou morfologii tvárného lomu). Na vzorku s 4,22 % Si lze vidět typickou morfologii štěpného lomu.



Obr. 25: a) lomová plocha litiny s 3,11 % Si (106 J); b) lomová plocha litiny s 4,22 % Si (45 J) [48].

Tvar grafitu též hraje klíčovou roli v lomové mechanice. Obecně platí, že je žádoucí, aby měl grafit co nejmenší povrch, při stejném podílu grafitu. Tento požadavek logicky splňuje tvar koule. Kulový tvar zajišťuje co nejvyšší kontinuitu kovové matrice, která má klíčovou roli na mechanické vlastnosti materiálu. Je taktéž důležité, aby kuličky byly v matici rovnoměrně rozloženy, měly podobný průměr a aby měly dostatečnou disperzitu. Těmto požadavkům vyhovuje zvýšený obsah Si, který napomáhá ke zvýšení počtu kuliček grafitu, a tudíž podporuje matici s vysokým podílem feritu. Taková struktura bude mít výrazně lepší mechanické vlastnosti (hlavně tažnost) než struktura s ostrohrannými, rozprostřenými útvary grafitu (lupínky, chunky a spiky grafit). Ostré konce grafitu mají v kovové matici vysoký vrubový účinek, což napomáhá k snadnějšímu šíření trhliny.

Grafit by měl být vyloučen ve formě V a VI. V silnějších průřezích se může vyskytovat forma III (vermikulární grafit) a to v podílu do 20 % za předpokladu, že zbylý grafit má tvar V a VI a jsou dodrženy mechanické vlastnosti dány normou. [44; 47]

Důvod, proč mají HiSi litiny vyšší pevnost a zároveň vyšší tažnost je ten, že struktura je převážně feritická (max. 5 % perlitu [49]) a substitučně zpevněna atomy křemíku. Této fázi se také říká silikoferit [46]. Chemické složení má velice významný vliv na výsledné vlastnosti HiSi litin. Si se chová jako prvek podporující grafitizaci, čímž pomáhá vylučovat feritickou matici. Konvenční LKG mívají Si v rozsahu 2 až 3 hm. %, zatímco HiSi litiny se pohybují v koncentracích mezi 3,1 až 4,3 hm. %. Se zvyšujícím se obsahem křemíku dochází ke zpevňování feritu, avšak při koncentraci nad 4,3 hm. % Si dochází ke snižování meze pevnosti kvůli zkřehnutí feritu. [40]. Obsah Si je u jednotlivých jakostí popsán v **tab. 10**. Uvedené koncentrace jsou spíše orientační, například obsah niklu může snížit požadovaný obsah Si, aby bylo dosaženo dané jakosti materiálu. Mangan ve vyšších koncentracích má výrazný vliv na zhoršení obrobiteľnosti a tažnosti. Kvůli feritizačnímu účinku křemíku je tolerance pro perlitotvorné a karbidotvorné prvky (Mn, Cr...) vyšší bez rizika vzniku perlitu či karbidů. [40; 48; 49]

Tab. 10: Chemické složení daných jakostí [49].

Označení		Si [%]	P [%]	Mn [%]
Značka	Číselné označení	Přibližný	Max.	Max.
EN-GJS-450-18	5.3108	3,2	0,05	0,50
EN-GJS-500-14	5.3109	3,8	0,05	0,50
EN-GJS-600-10	5.3110	4,3	0,05	0,50

HiSi litiny jsou materiály, které jsou konstrukčně vhodné jako náhrada tenkostěnných odlitků z litiny s kuličkovým grafitem. Jelikož dosahují vyšších mezí kluzu, umožňují ztenčení stěn, což může výrazně pomoci ke snížení výrobních nákladů na výrobu odlitků. Přitom se cena za 1 kg výrazně neliší mezi konvenčními LKG a HiSi litinami kvůli tomu, že se pro jejich výrobu používají stejné vsázkové suroviny. Jediným významným rozdílem jsou používané očkovačla a eventuálně modifikátory, u kterých je vhodné se vyhnout kovům vzácných zemin v případě HiSi litin. Studie [40] uvádí, že přechod na HiSi litiny pro slévárnu vykázal úspory na materiálu ve výši 5 %, kvůli zavedení levnějších vsázkových surovin s nižším požadavkem na čistotu. Tolerovatelné meze manganu mohou být ve výši až 1 % a chrom je tolerovatelný v obsahu desetin procenta.

Výhodou HiSi litin oproti standardním LKG je dobrá obrobiteľnosť, kvôli štruktúrne homogénnej matrici a nízkemu rozptylu tvrdostí. Vhodné uplatnenie pre HiSi litiny je v automobilovom priemysle. Jelikož je trendom snižovať hmotnosť jednotlivých súčastiek, lze použiť slitiny neželezných kovů (za cenu snížení mechanických vlastností) nebo snížení tloušťek stěn odlitků. Snižování tloušťek stěn odlitků z HiSi litin je výhodné kvůli snížení rizika vzniku chunky grafitu a zvýšení mechanických vlastností.

Studie [50] porovnáva vlastnosti litého kola z Al-Si7Mg a z konvenčnej litiny s kuličkovým grafitom neuvedené jakosti. Z jejích výsledků vyplývá, že kolo z Al vážilo 5,30 kg, zatímco kolo z LKG vážilo 5,23 kg. I přes vyšší hustotu litiny se snížením tloušťky stěn podařilo dosáhnout totožné hmotnosti, avšak lepších mechanických vlastností oproti AlSi7Mg.

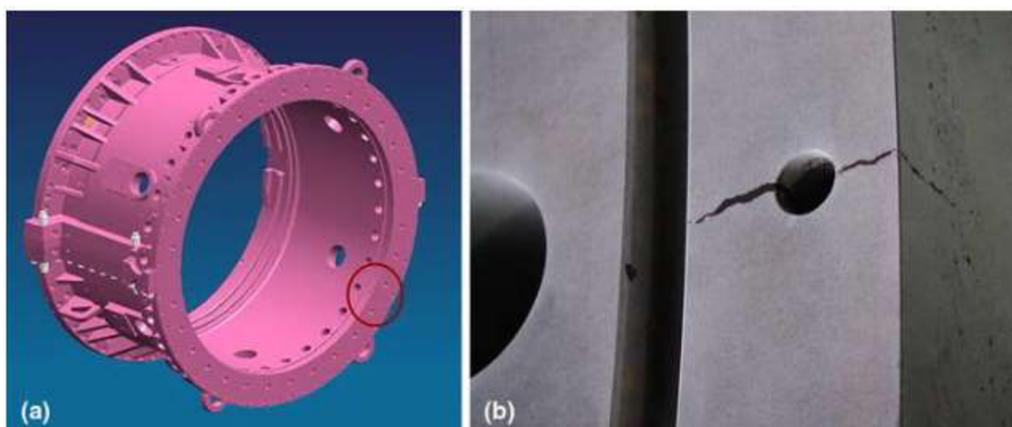
Významným benefitem litin je i jejich zvýšená korozní odolnost, avšak existují i vhodnější varianty. Si-Mo litiny (2,5 až 5,5 % Si; 0,2 až 2,0 % Mo) a HiSi litiny (4 až 6 % Si) se využívají kvůli své odolnosti vůči korozi za zvýšených teplot. Obzvláště přísada molybdenu zajišťuje výborné mechanické vlastnosti za zvýšených teplot ($R_m = 400$ až 650 MPa, $R_{p0,2} = 250$ až 550 MPa, $A = 3$ až 12 %). Tyto materiály jsou vhodné pro výfukové systémy nebo turbodmychadla osobních automobilů. Další podobnou variantou tohoto materiálu jsou litiny vysokolegované křemíkem (14 až 18 % Si), které mají zvýšenou korozní odolnost. [50]

Nevýhodou HiSi litin je snížení jejich houževnatosti vlivem vysokého obsahu Si. Proto tento materiál není vhodný pro odlitky používané za snížených teplot, které jsou rázově namáhané. Další velkou nevýhodou tohoto materiálu je náchylnost na tvorbu chunky grafitu (CHG) v místech s nízkou rychlostí tuhnutí (silnostěnné odlitky). Chunky grafit je možno potlačit, avšak je nutné udělat technologické či metalurgické úpravy výrobního postupu. Výslednou štruktúru také ovlivňuje lící teplota, modifikace a očkování. Vady mikroštruktúry silně ovlivňujú zejména tažnosť a houževnatost, ale majú negatívny vliv i na pevnost. Obecně platí, že čím více se tvar grafitu liší od dokonalé koule, tím více se zhoršují mechanické vlastnosti. Kromě grafitu mají významný vliv na mechanické vlastnosti i plynové vady, vměstky a oxidické filmy, které mají relevantní vrubový účinek. [51; 43]

5 VADY ZPŮSOBENÉ CHUNKY GRAFITEM

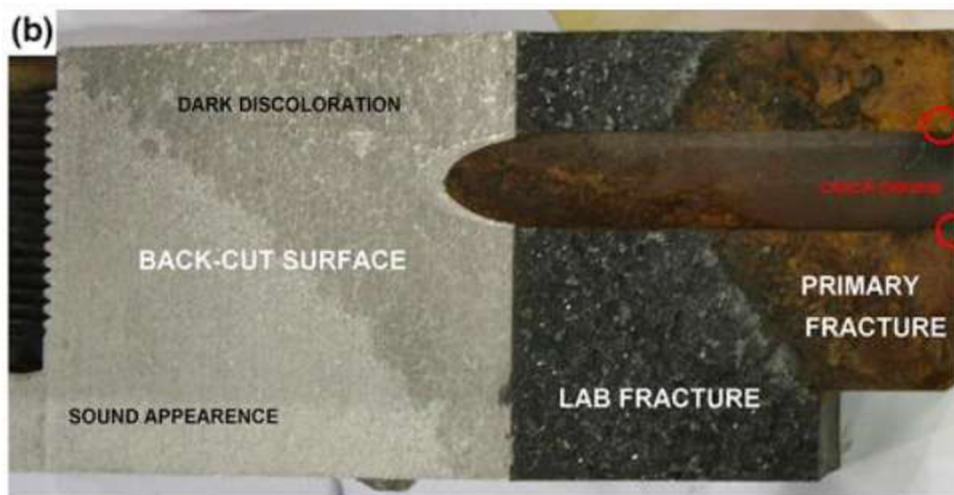
Výskyt chunky grafitu v litinách je značně problematický, jelikož struktura odlitku může být několik centimetrů pod povrchem splňující požadavky na mechanické vlastnosti a strukturu, avšak poté může dojít ke skokové ztrátě tažnosti na minimální vzdálenosti vlivem vzniku chunky grafitu. [32]

V práci [43] je rozebírána problematika praskání odlitků vlivem vyloučení chunky grafitu na konkrétním dílu, který je uveden na **obr. 26a**. Na dané součásti byly zjištěny radiální praskliny procházející skrz montážní otvory viz **obr. 26b** po 40 000 hodinách provozu.



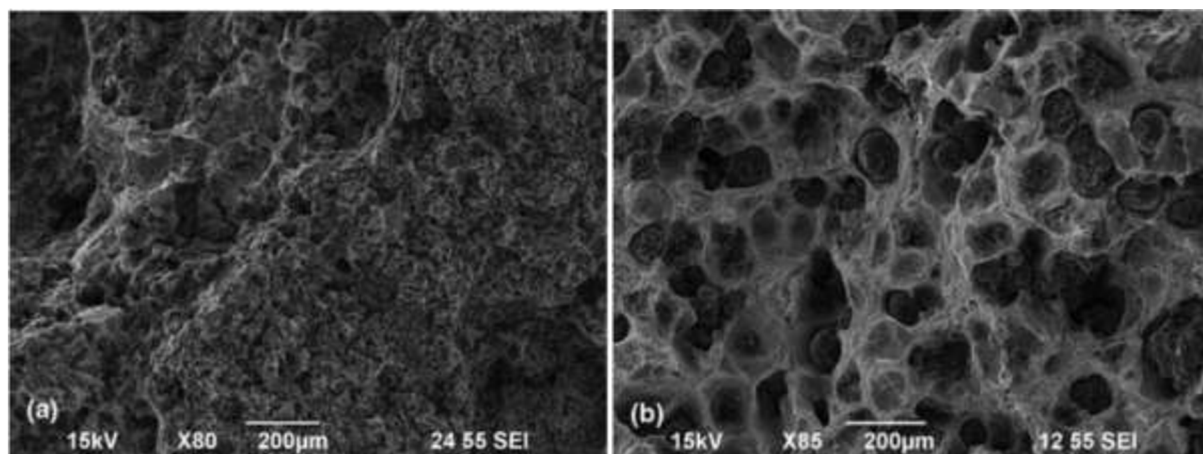
Obr. 26: a) 3D model zkoumaného odlitku b) prasklina vedoucí skrz díru zjištěná kapilární zkouškou [43].

Z okolí tohoto otvoru byl odebrán vzorek, který byl dolomen a následně byla pozorována lomová plocha (**obr. 27**). Na lomové ploše byly patrné dva separátní iniciační body praskliny, oba body byly na vstupu do otvoru. Oblast primární praskliny byla zkorodovaná. Na zbytkovém lomu lze vidět tmavší a světlejší plochu. [43]



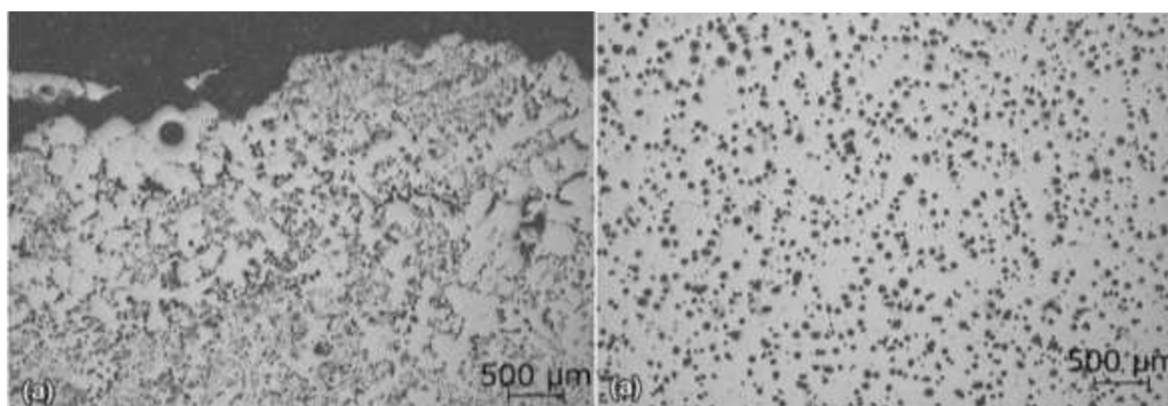
Obr. 27: Makroskopický pohled na lomovou plochu [43].

Tmavá lomová plocha byla analyzována pomocí SEM. Výsledky z elektronového mikroskopu lze vidět na **obr. 28**. Z těchto pozorování bylo patrné, že tvrný lom s jamkovou morfologií vedl trans-krystalicky přes matici. Na lomové ploše byl pozorován převážně výskyt chunky grafitu. Toto zjištění bylo potvrzeno pomocí metalografického výbrusu, který byl proveden příčně přes lomovou plochu. [43]



Obr. 28: Snímek lomové plochy pomocí SEM a) úsek lomové plochy s chunky grafitem b) úsek lomové plochy s kuličkovým grafitem [43].

Metalografický výbrus lomových ploch lze vidět na **obr. 29**. Tyto výbrusy byly leptány Nitalem a z výsledků vyplynulo, že matrice byla plně feritická. Grafit byl převážně degenerovaný s výrazným podílem chunky grafitu. Výbrus byl proveden i na světlé lomové ploše z **obr. 27**, matrice byla taktéž plně feritická a vyloučený grafit měl převážný podíl pravidelných kuliček. [43].



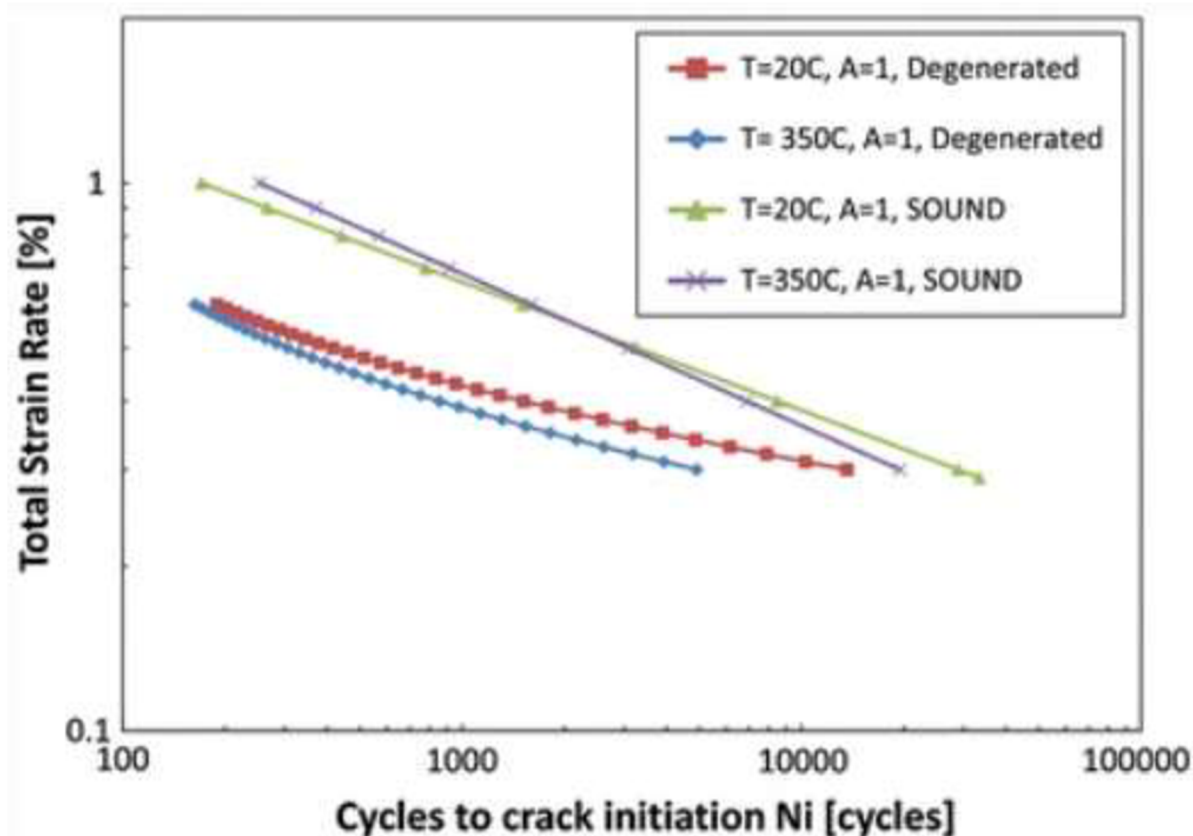
Obr. 29 Metalografický výbrus příčně vůči lomové ploše [43].

Z obou oblastí z **obr. 27** byly provedeny tahové zkoušky a zkoušky tvrdosti při pokojové teplotě a při 450 °C. Mez kluzu byla mezi oběma vzorky totožná, avšak R_m byla u vzorku s degenerovaným grafitem o 15 % nižší při pokojové teplotě. Signifikantně nižší byla i tvrdost HB, ta však byla měřena pouze na dvou vzorcích. Největší rozdíl však ukázala tažnost, jenž činila u vzorku s CHG pouze 3 %. Výsledky mechanických zkoušek jsou popsány v **tab. 11**. Při vyšetřování závady na analyzované součásti se došlo k závěru, že za provozu napětí nepřekročilo mez kluzu, a tudíž prasklina pravděpodobně vznikla nízkocyklovou únavou. [43]

Tab. 11 Mechanické vlastnosti vzorků zkoušených při teplotě 400 °C a 20 °C [43].

Vzorek	Teplota [°C]	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	HB
Zdravý A	20	261	397	19	151
Zdravý B	20	262	400	23	-
Chunky A	20	261	349	3,3	135
Chunky B	20	272	333	3,1	-
Zdravý A	450	194	270	28	-
Zdravý B	450	196	261	26	-
Chunky A	450	199	245	3,4	-
Chunky B	450	200	246	0,5	-

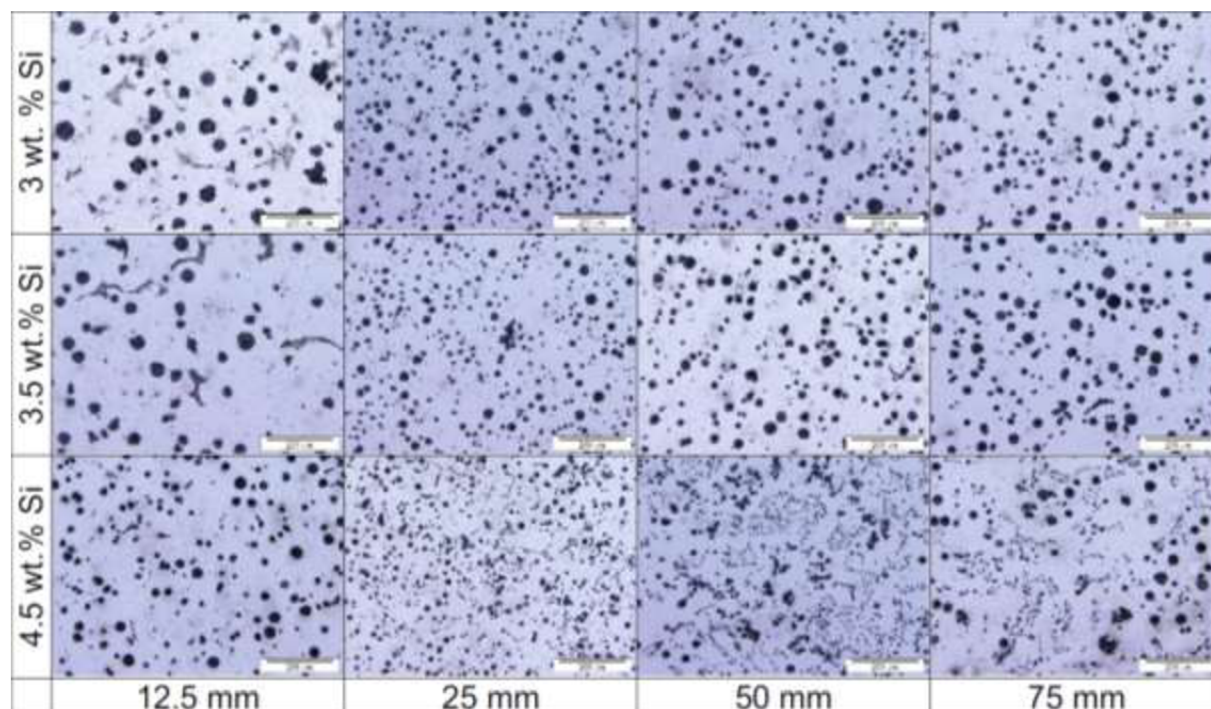
Výskyt chunky grafitu ve struktuře odlitků pro energetický průmysl je výrazně nežádoucí, jelikož jsou tyto součásti cyklicky a tepelně namáhané. Jestliže se jedná o odlitky se zvýšenou tloušťkou stěn, dochází k nerovnoměrnému ohřevu odlitku, a tudíž k tepelným rozdílům v průřezu součásti. Tato tepelná namáhání mohou v materiálu vyvolat kritické napětí vedoucí k havárii součásti během provozu před očekávanou dobou životnosti. Na základě těchto zjištění byl proveden test nízkocyklové únavy a výsledný graf lze vidět na **obr. 30**. Zkoušky vzorků s degenerovaným grafitem ve struktuře a vzorků bez degenerovaných forem byly provedeny při pokojové teplotě, i při teplotě 350 °C. Na **obr. 30** lze vidět, že vzorky s požadovanou strukturou mají významně vyšší odolnost vůči nízkocyklové únavě, než vzorky s degenerovanými formami grafitu. Lze taktéž pozorovat, že vzorky zkoušené za pokojové teploty mají delší životnost, než vzorky zkoušené při 350 °C. [43]


Obr. 30 Graf znázorňující rychlost deformace v závislosti na počtu cyklů [43].

Studie [52] popisuje experiment porovnávající vlivy rychlosti tuhnutí a různého obsahu Si. Zkušební tělesa byly Y-bloky o šířce 25 mm, 50 mm a 75 mm a krychle o hraně 180 mm. Odlity byly tři tavby s obsahem křemíku 3,03 %; 3,43 % a 4,78 % do formy ze směsi pojené vodním sklem. Provedeny byly metalografické výbrusy a tahové zkoušky z odlitých vzorků. Složení vsázky tvořilo 35% surové železo, 15 % ocelový odpad a 50 % vratný materiál (LKG). K dosažení požadovaného obsahu křemíku bylo použito FeSi. Výsledné chemické složení daných slitin popisuje **tab. 12**.

Tab. 12: Chemické složení taveb z experimentu popsáno v literatuře [52]. Uvedená složení jsou v [hm. %].

Slitina	C	Si	Mg	Cr	Mn	Cu	Ni	P	Mo	S	C _{eq}
1	3,28	3,03	0,049	0,028	0,316	0,06	0,021	0,032	0,004	0,011	4,15
2	3,29	3,43	0,045	0,029	0,314	0,06	0,022	0,031	0,004	0,011	4,27
3	3,30	4,78	0,08	0,031	0,307	0,06	0,021	0,033	0,004	0,005	4,66



Obr. 31: Přehled výsledných struktur v leptaném stavu ze studie [52].

U všech vzorků na **obr. 31** je převážně feritická matrice. U vzorků s 4,78 % Si byl pozorován chunky grafit už ve vzorcích s tloušťkou stěny 25 mm. [52]

Ani jeden ze vzorků neměl dostatečnou nodularitu, kterou předepisuje norma. Z hodnocení výsledků mikrostruktury nebyla nalezena souvislost nebo korelace mezi nodularitou a tloušťkou stěn odlitků nebo obsahem křemíku. Nebyl nalezen ani žádný výrazný rozdíl mezi frakcí grafitu u různých vzorků. [52]

Tab. 13 popisuje mechanické vlastnosti vzorků z výsledků tahové zkoušky. S nárůstem křemíku se zvýšila mez pevnosti a poměr $R_{p0,2}/R_m$, zatímco tažnost se snižovala. Slitina 1 by svými mechanickými vlastnostmi splnila požadavek normy pro EN-GJS-450-18, až na vzorky 75 B a 50 B. Slitina 2 odpovídá normě EN-GJS-500-14, kde opět nevyhovují vzorky 75 B a 50 B. Slitina 3 však nevyhovuje žádné z HiSi litin. I když meze pevnosti vyhovují materiálu EN-GJS-600-10, až na vzorek o tloušťce stěny 25 mm, tak hodnoty tažnosti jsou nedostačující ve všech blocích. [52]

Tab. 13 Mechanické vlastnosti z experimentu ze studie [52].

Tavba	Si [%]	Blok [mm]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	$R_{p0,2}/R_m$	A [%]
1	3	12,5	330	487	0,68	18,7
		25	333	481	0,69	22,3
		50 A	326	471	0,69	19,7
		50 B	345	455	0,76	13,3
		75 A	327	469	0,70	19,4
		75 B	327	441	0,74	8,4
2	3,5	12,5	376	518	0,73	17,7
		25	378	521	0,73	18,6
		50 A	374	507	0,74	13,3
		50 B	377	495	0,76	8,7
		75 A	373	504	0,74	14,7
		75 B	374	480	0,78	8,5
3	4,5	12,5	520	633	0,82	3,8
		25	543	579	0,94	4,6
		50 A	526	655	0,80	4,1
		50 B	532	669	0,8	7,0
		75 A	538	667	0,81	3,9
		75 B	535	670	0,8	5,6

6 METALURGICKÉ VLIVY NA STRUKTURU LITIN

Vlivy vybraných prvků na strukturu litin jsou popsány v **tab. 14** a **tab. 15**.

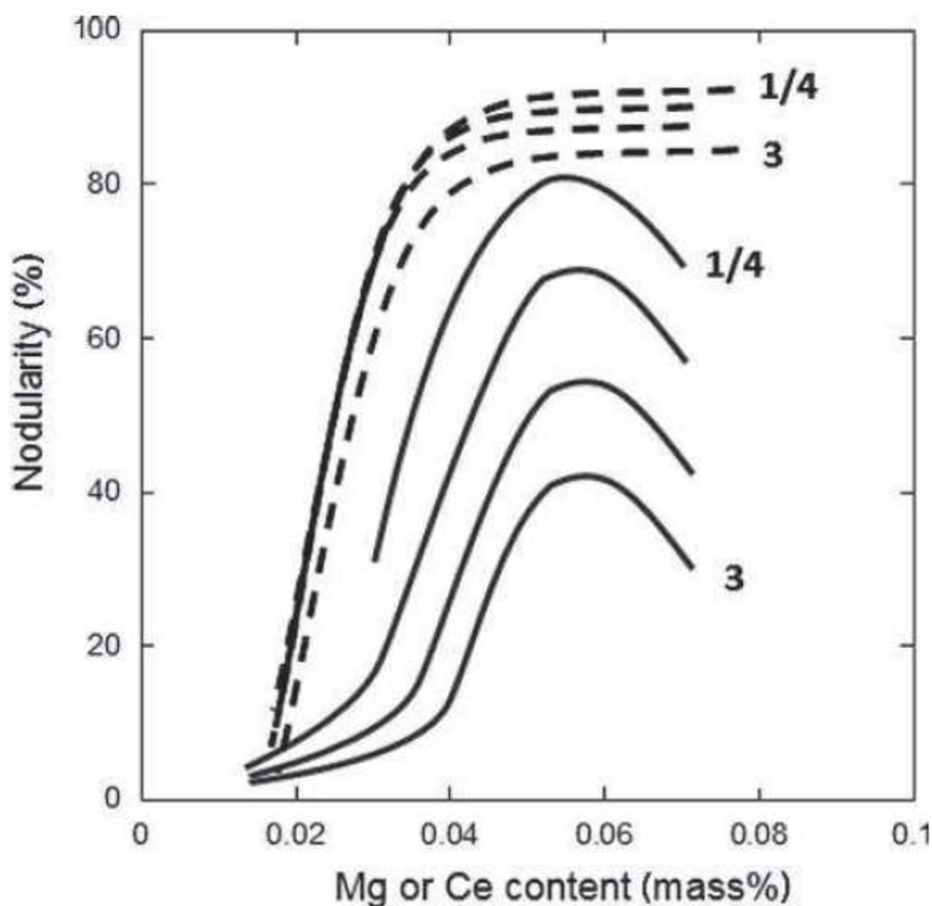
Tab. 14 Vlivy přísadových prvků na litiny s kuličkovým grafitem [53].

Prvek	Pozitivní efekt	Negativní efekt
C	nejvyšší grafitizační potenciál, klíčový prvek pro precipitaci grafitu, významný vliv na slévárenské vlastnosti	snižuje pevnost, vyšší koncentrace mohou způsobit flotaci grafitu
Si	grafitotvorný a perlitotvorný prvek, zlepšuje slévateľnost, zvyšuje mez pevnosti (do koncentrace cca 4,3 %), zlepšuje mechanické vlastnosti za tepla	způsobuje křehnutí feritu, snižuje rázovou houževnatost, zvyšuje tranzitní teplotu, způsobuje chunky grafit, zvyšuje množství strusky
Mn	podporuje tvorbu perlitu, ve vyšších koncentracích působí austenitotvorně	výrazně segreguje, způsobuje inverzní zákalku (tvoří karbidy), může podporovat stahování
Cu	podporuje tvorbu perlitu, ve vyšších koncentracích působí austenitotvorně	podporuje vznik vločkového grafitu podporuje vznik karbidů
P	zlepšuje zabíhavost, stabilizuje perlit, zvyšuje tvrdost a mez pevnosti	snižuje tvárnost, vytváří fosfidické eutektikum, způsobuje křehnutí, zvyšuje tranzitní teplotu
S	klíčová k tvorbě nukleačních zárodků	způsobuje vločkový grafit při vyšších koncentracích, zvyšuje spotřebu Mg,
Mg	dezoxiduje a odsiřuje, základní prvek pro modifikaci	karbidotvorný, způsobuje flotaci grafitu, zvyšuje množství strusky, způsobuje vyšší stahování
Ce	dezoxiduje a odsiřuje, modifikační účinek, odeznívá pomaleji než Mg, potlačuje vznik spiky grafitu	způsobuje tvorbu karbidů při vyšších koncentracích, výrazně podporuje vznik chunky grafitu, stabilizuje karbidy
La	podobný jako Ce	podobný jako Ce
Pr	podobný jako Ce	podobný jako Ce
Nd	podobný jako Ce	podobný jako Ce
Ni	stabilizuje austenit, zvyšuje korozní odolnost, zvyšuje pevnost	podporuje vznik chunky grafitu
Al	zlepšuje nukleaci grafitu, podporuje ferit	podporuje vznik H bodlin, škodlivý pro kuličkový grafit
Sb	perlitotvorný účinek, neutralizuje KVZ, potlačuje vznik chunky grafitu	způsobuje spiky grafit, karbidotvorný účinek
Bi	zlepšuje disperzitu a nodularitu grafitu, potlačuje negativní efekty KVZ	způsobuje Widmanstättenův grafit, zvyšuje sklon ke staženinám
Ca	zlepšuje nodularitu a tvoří nukleační zárodky	může podporovat chunky grafit v kombinaci s Si a Ni

Tab. 15 Přehled vlivu vybraných prvků na strukturu litin

Přehled působení vybraných prvků										
Grafitizační	Si	Al	Ni	Cu	C	P	Ti			
Antigrafitizační	Cr	V	Mg	Te	Ce	B	S			
Perlitotvorné	Mn	Cu	Ni	Sn	Sb	Cr	V			
Feritotvorné	Si	Al								
Austenitotvorné	Ni	(Cu)	(Mn)							
Globulitizační	Mg	Ce	La	Si	Ni	K	Na	Ba	Sr	
Antiglobulitizační	Ti	As	Sn	Sb	Pb	Bi	Al	Cd	S	O

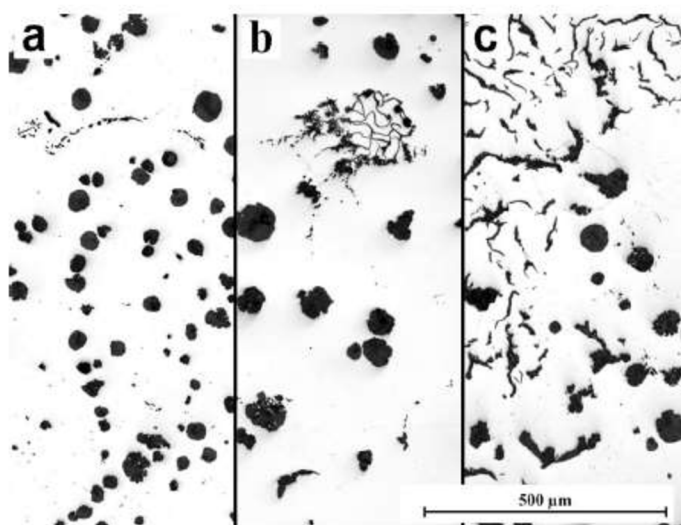
Hořík má významný sferoidizační účinek. Pro dosažení kuličkového grafitu je nutné, aby byl zbytkový hořík $Mg_{zbyt} \geq 0,03 \%$ [26; 23]. Mg by však neměl přesahovat 0,06 %, aby nedocházelo k flotaci grafitu a k tvorbě degenerovaných forem grafitu. Alternativou hoříku může být cer, který má nejlepší modifikační účinek při obsahu 0,055 %, což odpovídá maximu nodularity vyobrazenému na **obr. 32**. Při vyšších koncentracích dochází k poklesu nodularity. Ce na rozdíl od Mg má významnou závislost na síle stěny, jak je patrné v grafu na **obr. 32**.



Obr. 32 Porovnání vlivu efektivity modifikace pomocí Mg a Ce v závislosti na tloušťce stěny. čárkované křivky – Mg; plné křivky – Ce; křivky reprezentují tloušťku stěny 1/4, 1/2, 1 a 3 palce [54].

Dále litina s kuličkovým grafitem musí obsahovat dostatek síry (0,01 %S), aby se mohly tvořit vhodné nukleační zárodky a aby se potlačila tendence Mg tvořit karbidy v tenkých stěnách odlitků. Zbytková koncentrace S po modifikaci by měla být alespoň 0,005 % [55]. Problematikou potlačování karbidů a perlitu v tenkostěnných odlitcích se zabývá studie [56].

Pouze kvalitní očkování a modifikace mohou docílit optimálního tvaru grafitu ve vztahu k vrubovému účinku, a tedy i mechanickým vlastnostem litiny. To je nutno uzpůsobit zvýšenému obsahu Si v HiSi litinách, který působí silně globulitizačně a ve vyšších koncentracích má tendenci tvořit degenerované formy grafitu (chunky, explodovaný grafit). Obzvláště vhodné na potlačení vzniku chunky grafitu se ukazují být očkovačla obsahující Bi a Ce nebo Sb. Je však nutné brát v potaz to, že tyto prvky působí antiglobulitizačně a mohou při zvýšených koncentracích způsobovat odlišné vady grafitu (Widmanstättenův, spiky nebo intercelulární grafit). Literatura [57] uvádí, že výskyt intercelulárního grafitu byl nalezen ve vzorku s obsahem bismutu 25 ppm viz **obr. 33**. [40; 50; 58; 59; 60]



Obr. 33: Vývoj intercelulárního grafitu při a) 25 ppm Bi b) 73 ppm Bi c) 110 ppm Bi [57].

Aby byla struktura HiSi litiny vyloučena bez vzniku chunky grafitu je nutné kontrolovat vlivy obsahu Mg, Si a dalších stopových prvků s rychlostí ochlazování a s tím spojené tloušťky stěn [50]. Zvýšený obsah Mg může zapříčinit vznik karbidů v tenkých stěnách odlitků, nebo flotaci grafitu v tavenině. [56]

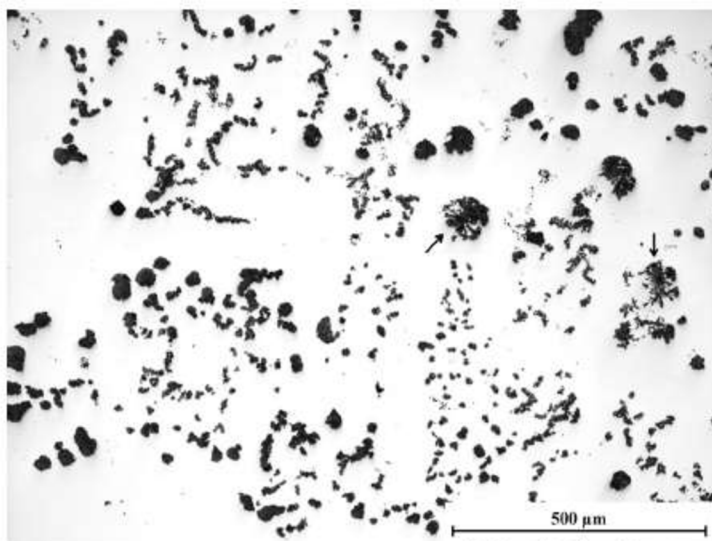
Kritický obsah křemíku, ve smyslu potlačení vzniku chunky grafitu, může pozitivně ovlivnit antimon. Studie [46; 47] popisují vliv antimonu na potlačení vzniku degenerovaných forem grafitu při obsahu Si vyšším než 6 %. K dosažení požadovaných uhlíkových ekvivalentů bylo složení C a Si upraveno pomocí FeSi75 nebo čistého grafitu. CE je nutno upravovat i v závislosti na tloušťce stěn odlitků.

Thielmanův faktor K_1 (viz **rov. 6.1**) popisuje vliv antiglobulitizačních prvků na tvar grafitu. (Obsahy prvků v **rov. 6.1** jsou udány v hmotnostních procentech) [60]

$$K_1 = 4,4 \cdot (\%Ti) + 2 \cdot (\%As) + 2,4 \cdot (\%Sn) + 5 \cdot (\%Sb) + 290 \cdot (\%Pb) + 370 \cdot (\%Bi) + 1,6 \cdot (\%Al) \quad (6.1)$$

Kde: K_1 - Thielmanův faktor [-]

Obecně platí, že čím nižší je faktor K1, tím menší je riziko vzniku spiky grafitu ve struktuře konvenčních litin s kuličkovým grafitem. U konvenčních LKG bývá hodnota K1 menší než 1. V případě HiSi litin lze v závislosti na chemickém složení Thielmanův faktor zvýšit. Na základě těchto změn lze potlačit vznik chunky grafitu, avšak se zvýší riziko vzniku spiky grafitu. Pro kompenzaci vlivu antiglobulitizačních prvků lze přidat globulitizační prvky (hlavně Ce a La). Při zvýšeném obsahu mají globulitizační prvky tendenci podporovat vznik karbidů v tenkých stěnách odlitků a v tlustých stěnách vznik chunky a explodovaného grafitu viz **obr. 34**. Chemické složení HiSi litin má tendenci působit globulitizačně (zvýšený obsah Si) a proto je zvyšování K1 faktoru jednou z možností zamezení vzniku chunky grafitu. Tato varianta je však výrazně problematická, a to hlavně v praxi, jelikož je výrazně obtížné dosáhnout požadované chemické složení, při kterém by nedocházelo k tvorbě degenerovaných forem grafitu. [60]



Obr. 34: Mikrostruktura obsahující chunky i explodovaný (označeno šipkami) grafit [57].

Rov. 6.1 ukazuje, jaký významný vliv na strukturu grafitu má bismut. Některé zdroje [61] uvádí, že bismut může mít škodlivý účinek na grafit již při koncentraci 0,003 % v odlitcích s tloušťkou stěn 25 mm. Při koncentracích nad 0,006 % může bismut dokonce potlačit vylučování grafitu ve formě kuliček. Literatura [62] uvádí, že je-li v tavenině přítomen Ti, Bi může potlačit vznik kuliček již při koncentraci 0,001 %. [60]

Článek [57] popisuje vzájemné působení Bi a Ce. V této studii odlévali materiál GJS 450-18 (3,2 % C; 3,2 % Si) s obsahem Bi v rozmezí 0 až 120 ppm a Ce v rozsahu 0 až 2000 ppm. Zkušební vzorky byly Y-bloky o šířce 75 mm. Jejich výsledky ukázaly, že při 25 ppm Bi a poměru Ce/Bi <1,5 vznikal intercelulární grafit v místech, kde tavenina tuhla jako poslední. S přibývajícím obsahem Bi se tvar grafitu snižovaly, viz **obr. 33**. Přidáním Ce do taveniny se v poměrech Ce/Bi v rozmezí 1,5 až 5 podařilo eliminovat degenerované formy grafitu, ale při vyšších koncentracích Ce docházelo k tvorbě přechlazeného grafitu a chunky grafitu. Dále se ve vzorcích s vyšším obsahem Ce vyskytovala vyšší porozita. Autoři však sami uvádí, že nelze deterministicky určit, v jakém poměru a koncentracích tyto prvky vzájemně působí pozitivně. [60; 57]

Studie [35] porovnává vliv Si a Ni na vznik CHG v silnostěnných odlitcích z HiSi litin. Dále byl rozebírán vliv různých obsahů Bi, zatímco Ce byl přidáván v konstantních koncentracích. Nikl i křemík dle očekávání zhoršovaly nodularitu kuliček grafitu a přispěly k tvorbě degenerovaných forem grafitu. Rozdíl mezi jejich vlivem byl však výskyt vyloučeného CHG, zatímco vzorky s obsahem niklu měly degenerovaný grafit v tepelných osách odlitků. Vzorky obsahující zvýšený obsah křemíku měly tato rozložení nepravidelné v celém průřezu odlitku.

Podle [36] prvky Sr a Zr mají významný vliv na morfologii kuličkového grafitu. Stroncium působilo na zjemnění grafitu a Zr naopak způsobil zhrubnutí grafitu, a v nízkých koncentracích v kombinaci s Mg podporoval vylučování kuličkového grafitu.

Práce [36] popisuje experiment, porovnávající vliv rychlosti ochlazování a použitého modifikátoru a očkovačla na vyloučení CHG. Odlévané vzorky z konvenční LKG měly tvar krychle o hraně 500 mm a 200 mm. Vsázkový materiál byl tvořen ze surového železa (40 %) a ocelového šrotu (60 %). Výsledný obsah Si ve vzorcích činil přibližně 2 %.

Výsledky studie [36] ukazují, že modifikátor MgFeSi bez KVZ a očkovačla s obsahem Zr a Sr utvořily plně kuličkovou strukturu grafitu. Použití očkovačla obsahujícího Zr, Sr, O a S mělo za následek zvýšení nodularity grafitu, ale v tepelných osách odlitků se vyskytoval chunky grafit. Všechna očkovačla obsahující Bi způsobila vyloučení CHG ve struktuře. Při použití modifikátoru s obsahem La (0,5 %) v kombinaci s očkovačlem obsahujícím Zr, Sr, O a S bylo docíleno vyloučení CHG v silnostěnných vzorcích. V tenkostěnných vzorcích byly vyloučeny útvary grafitu V. kategorie s nízkou disperzitou. Přidání Y do modifikátoru i do očkovačla způsobilo vyloučení chunky grafitu ve všech vzorcích. Snížení lící teploty mělo pozitivní vliv na potlačení degenerovaných forem grafitu.

Bi však ve správném poměru ke KVZ má prokazatelně pozitivní efekt na potlačení chunky grafitu. Oxidy a sulfidy Bi byly nalezeny v litinách jako vměstky uprostřed kuliček grafitu. Tyto vměstky fungovaly jako nukleační zárodky, na kterých mohl růst kuličkový grafit, více v **kap. 1**. Tento objev dokazuje, že Bi podporuje nukleaci kuličkového grafitu. V literatuře [60] bylo popsáno, jak obsah 0,01 % Bi zvýšil počet kuliček grafitu v tenkých stěnách odlitků z LKG. Kromě oxidů a sulfidů byly nalezeny i sloučeniny jako Ce_4Bi_3 , $CeBi_3$, $CeBi$, Ce_3Bi , $LaBi$, La_4Bi_3 a La_5Bi_3 , jakožto nukleační zárodky kuličkového grafitu. [60]

Tvorba austenitické obálky v tavenině taktéž hraje důležitou roli na finální morfologii grafitu a je důležité, aby se utvořila kolem celého útvaru grafitu. Čím déle trvá kontakt residuální taveniny a kuličky grafitu, tím nerovnoměrnější a degenerovanější bude její finální tvar [63; 60]. S délkou tuhnutí také souvisí segregace prvků v kovové matici. Těmito prvky jsou Mn, Cr, Mo, Bi, Sb, Sn, Al, Pb atd... Proto je nutné hlídat obsahy těchto stopových prvků ve vsázkových surovinách. V případě Mn a Cr může totiž docházet k jejich přesycení vlivem segregace a například tvorbě perlitu nebo karbidů. Tento pochod výrazně ovlivňuje rychlost ochlazování odlitků, která souvisí s tloušťkou stěn nebo s technologickými podmínkami (odvod tepla ve formě, použití chladítek...). [60]

7 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

Pro účely této diplomové práce byl proveden experiment, kde byly odlity zkušební vzorky z litiny s kuličkovým grafitem se zvýšeným obsahem křemíku.

Cílem experimentu bylo porovnání vlivu obsahu křemíku a tloušťky stěn odlitků na mechanické vlastnosti a strukturu daného materiálu. Byl ověřen výskyt chunky grafitu v závislosti na rychlosti ochlazování během tuhnutí a na obsahu křemíku. Záměrem bylo pozorovat výskyt chunky grafitu v HiSi litinách, které neobsahují kovy vzácných zemin, protože vliv KVZ má významný dopad na tvorbu CHG a je intenzivně zkoumán ostatními autory [31; 60; 64; 63].

Experiment byl prováděn v podmínkách slévárny VUT FSI v Brně. Tavicí agregát byla středofrekvenční indukční pec s kapacitou 120 kg s neutrální výduskou Wedorit. Formovací směs se skládala z křemenného ostříva pojeného pojivovým systémem Geopol. Na dutiny forem byl použit nátěr na bázi ZrO_2 .

Bylo provedeno měření teplotních polí za pomoci termočlánků. Měření teploty kovu bylo provedeno u všech Y-bloků. V první tavbě byla měřena teplota formovací směsi u Y-bloku o tloušťce 50 mm. Tyto výsledky byly následně použity pro porovnání hodnot získaných pomocí simulace s hodnotami naměřených pomocí termočlánků.

Po získání dat naměřených pomocí termočlánků byly provedeny simulace plnění a tuhnutí daných odlitků. Naměřené hodnoty pomocí termočlánků byly využity pro reverzní simulaci. Byla provedena úprava tepelné vodivosti písku, aby průběh teplot ze simulace odpovídal reálným naměřeným údajům. Po ověření křivek poklesu teplot ve formovací směsi a kovu byly zjištěny doby tuhnutí daných odlitků. Pomocí metalografických výbrusů byl zjištěn výskyt chunky grafitu a pomocí simulací byla zjištěna doba tuhnutí, která vedla k vyloučení CHG.

Z odlitků bylo odebráno dohromady 33 zkušebních těles pro tahovou zkoušku. Pomocí výsledků z tahové zkoušky byl pozorován pokles mechanických vlastností v závislosti na obsahu Si v litině a na tloušťce stěny.

Celkově bylo provedeno 50 metalografických výbrusů za účelem ověřit jakost mikrostruktury daných slitin, odůvodnit případné poklesy mechanických vlastností ze zkušebních těles a za účelem nalézt chunky grafitu ve stěnách odlitků. Snímky mikrostruktury byly vyhodnocovány podle ČSN EN 1563 [44] pomocí světelného mikroskopu při stonásobném zvětšení.

U dvanácti výbrusů byla provedena obrazová analýza za účelem zjištění procentuálního obsahu chunky grafitu.

7.1 Tavení, modifikace a očkování

Tavby probíhaly tak, že se v indukční peci roztavil vrat HiSi litiny, ocelový odpad a SŽ, dále bylo přidáno FeSi75, kvůli dosažení požadovaného obsahu Si. Poté byl odebrán vzorek na spektrální analýzu a podle jejího výsledku bylo dle potřeby přidáno FeSi75 nebo nauhličovadlo. Použité vsázkové suroviny lze vidět v **tab. 16**. Vratná HiSi litina byla dodána společností Slévárna Kuřim, a.s. Její chemické složení je uvedeno v **tab. 17**.

Tab. 16: Vsázkové suroviny.

Materiál	Hmotnost [kg]	Procentuální obsah [%]
Ocelový odpad	56	44
Vratná HiSi litina	36	28
Surové železo	28	22
FeSi75	3,9	3
Nauhličovadlo	1,9	1,5
Očkovadlo	0,45	0,25
Modifikátor	1,6	1,25
Celkem	127,85	100

Tab. 17 Chemické složení vratu HiSi litiny ze Slévárna Kuřim, a.s.

Prvek	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mg	C _E
Obsah [%]	3,22	4,25	0,24	0,024	0,02	0,022	0,053	4,66

Modifikace a očkování byly provedeny metodou Sandwich, tedy očkovadlo i modifikátor byly nasypány na dno lící pánve. Následně byly zasypány třemi kilogramy ocelového odpadu. Odpichová teplota byla 1515 ± 5 °C. Použit byl modifikátor FeSiMg VL 63 (O) bez obsahu ceru a lanthanu [65]. Použité očkovadlo bylo Alinoc, které má taktéž nulový obsah Ce a La [66]. Chemické složení očkovadla a modifikátoru je uvedeno v **tab. 18**. Jelikož očkovadlo ani modifikátor neobsahovaly KVZ, bylo vlivem těchto prvků zamezeno tvorbě CHG. Tudíž byl v experimentu pozorován pouze vliv rychlosti ochlazování a obsahu křemíku.

Tab. 18 Chemické složení očkovadla a modifikátoru [66; 65].

Obsah prvků [%]	Mg	Si	Ca	Al	Ce	La
Modifikátor VL 63 (O)	6,0 – 6,5	45	1,9	-	-	-
Očkovadlo Alinoc	-	67	0,83	3,91	-	-

Po provedení modifikace byla stažena struska a následně odebrán vzorek pro spektrální analýzu. Spektrální analýza chemického složení byla provedena na jiskrovém spektrometru TASMÁN Q4. Poté co teplota taveniny klesla na 1370 ± 5 °C proběhlo lití bloku Y25, následně byly odlity bloky Y50, Y75, Y100 a K-blok. Po odlití, vytlučení a otryskání odlitků následovalo dělení na pásové pile.

7.1.1 Chemické složení

U tavby č.1 chemická analýza ukázala, že vzorek odebraný z lící pánve těsně před litím obsahoval 3,16 % C. Odchylka obsahu uhlíku od požadavku neměla zásadní roli, jelikož množství uhlíku má vliv převážně na stahování, tuhnutí a porozitu litin, což nebylo předmětem experimentu. Křemík činil 3,97 %, což byl přibližně o 0,25 % nižší obsah, než byl požadavek. Tento rozdíl se projevil ve výsledných mechanických vlastnostech.

Tavba č.2 obsahovala 4,49 % Si, což je již obsah, který se u komerčně vyráběných HiSi litin nedoporučuje, jelikož při tomto obsahu je materiál náchylnější na tvorbu chunky grafitu a také dochází k poklesu mechanických vlastností. Z toho důvodu je tento obsah vhodný k pozorování vzniku CHG v tomto experimentu.

Důležité je, že koncentrace prvků Ce i La byly u všech taveb pod hodnotou minimální rozlišitelnosti koncentrace spektrometru. Z tohoto důvodu má z chemického složení významný vliv na tvorbu chunky grafitu pouze křemík. Kompletní přehled chemického složení je uveden v **tab. 19**.

Tab. 19 Výsledné chemické složení všech taveb.

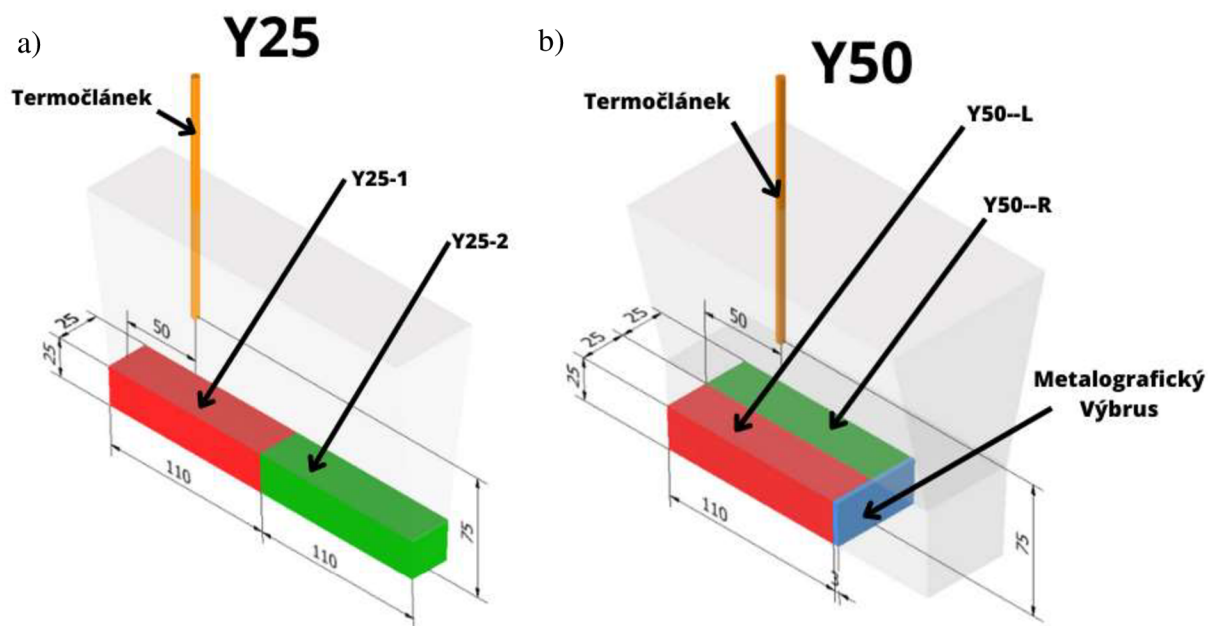
Obsah [%]	C	Si	Mg	Mn	P	S	Cu	Ce	La	CE
Požadavek	3,25	4,25	max 0,05	max. 0,25	max. 0,03	max. 0,03	max. 0,02	max. 0,005	max. 0,001	4,6
Tavba 1	3,16	3,97	0,044	0,19	0,02	0,03	0,02	<0,005	<0,001	4,48
Tavba 2	3,16	4,49	0,046	0,24	0,02	0,03	0,02	<0,005	<0,001	4,65
Tavba 3	3,29	4,10	0,044	0,21	0,02	0,02	0,03	<0,005	<0,001	4,65

S ohledem na výsledný obsah křemíku byly všechny tavby porovnávány s materiálem ČSN EN 1563:2018 dle [44]. Odlitý materiál však splňuje požadavky na jakost litiny GJS 500-14, proto jsou výsledné hodnoty porovnávány s tímto materiálem.

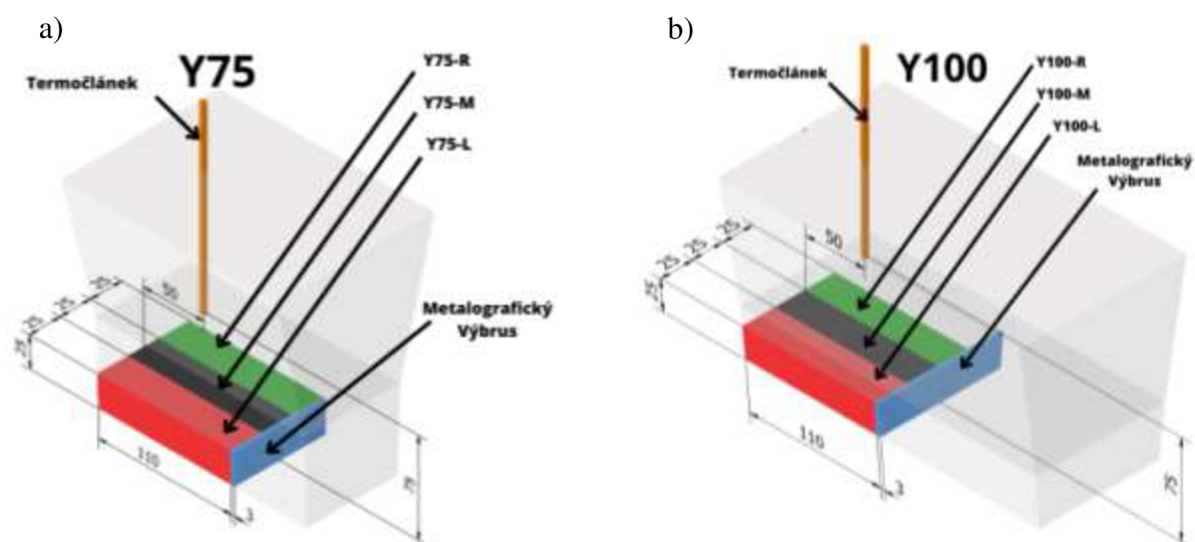
7.2 Volba zkušebních odlitků, jejich značení

Zkušební odlitky pro potřeby experimentu byly zvoleny s ohledem na reprodukovatelnost experimentu a možnosti porovnávání výsledků mezi zkouškami. Odlitky byly: krychle s délkou hrany 160 mm a Y-bloky o tloušťce 25, 50, 75 a 100 mm. Krychlový blok byl opatřen nálitkem, kvůli potlačení vzniku staženin v daném odlitku. V každém rámu byl pouze jeden odlitek, aby nedošlo k vzájemnému tepelnému ovlivnění.

Místa, odkud byla odebrána zkušební tělesa z Y-bloků pro tahovou zkoušku a vzorky pro metalografické výbrusy lze vidět na **obr. 35** a **obr. 36**. Termočlánek byly umístěny do osy odlitku, 50 mm od čela odlitku a 75 mm od podstavy odlitku.



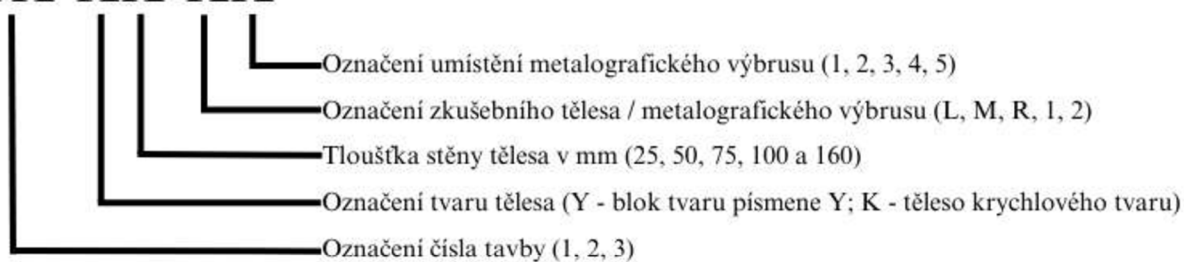
Obr. 35 a) Vizualizace vzorků a) pro tahovou zkoušku z bloku Y25; b) pro tahovou zkoušku a metalografické výbrusy z bloku Y50.



Obr. 36 Vizualizace vzorků pro tahovou zkoušku a metalografické výbrusy z bloku a) Y75; b) Y100.

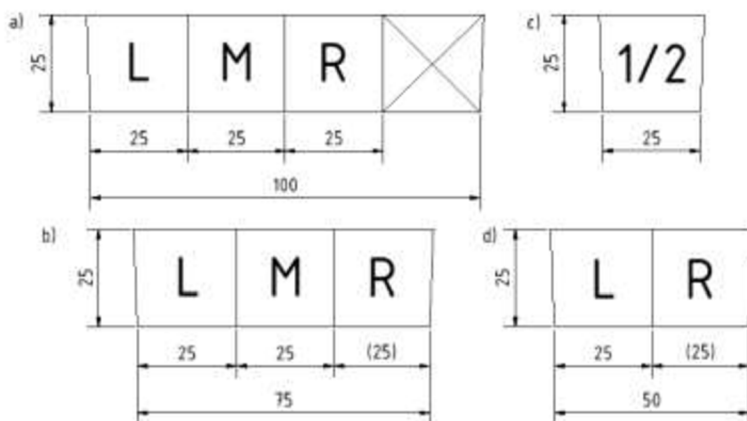
System pro značení odlitků, zkušebních těles pro tahovou zkoušku a metalografických výbrusů lze vidět na **obr. 37**. Označení pozic se vztahuje k pohledu na řeznou plochu č.2.

TX-XX-XX

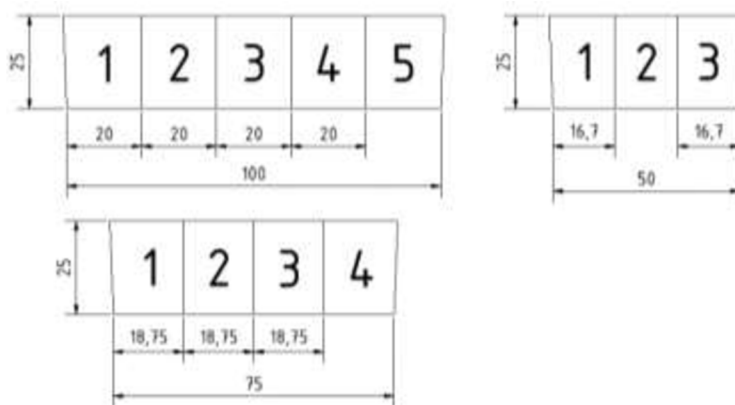


Obr. 37 System značení odlitků, těles pro tahovou zkoušku a metalografických výbrusů.

Obr. 38 znázorňuje pozice zkušebních těles pro tahovou zkoušku. Pozice vzorků pro metalografické výbrusy jsou vyznačeny na **obr. 39**. Rovnoběžně s čely zkušebních těles byly odebrány vzorky napříč tloušťkou stěny bloku, na kterých byly provedeny metalografické výbrusy. Jelikož byly výbrusy zhotovovány souběžně s tahovými zkouškami, byla pozorována mikrostruktura z nejbližšího okolí zkušebních těles pro tahovou zkoušku.

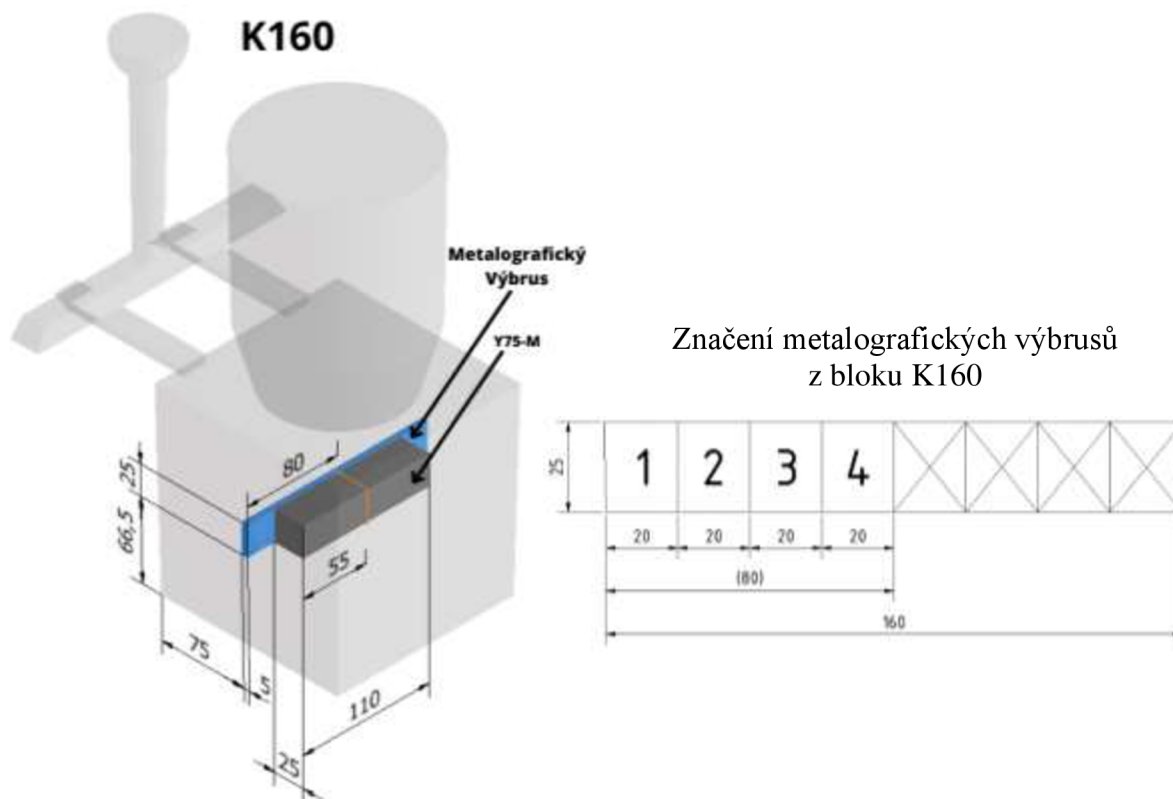


Obr. 38 Schéma značení zkušebních těles pro tahovou zkoušku; a) Y100; b) Y75; c) Y25; d) Y50.



Obr. 39 Schéma značení vzorků pro metalografické výbrusy; a) Y100; b) Y75; c) Y50.

Z odlitku K160 bylo odebráno jedno zkušební těleso pro tahovou zkoušku a vzorek pro metalografický výbrus. Poloha vzorků je vyobrazena na **obr. 40**. Vzorky pro metalografické výbrusy byly pozorovány pouze od stěny odlitku (vzorek M1) po tepelnou osu odlitku (vzorek M4), jelikož byla očekávána symetrie struktury.



Obr. 40 Vizualizace vzorku pro tahovou zkoušku a metalografické výbrusy z K bloku

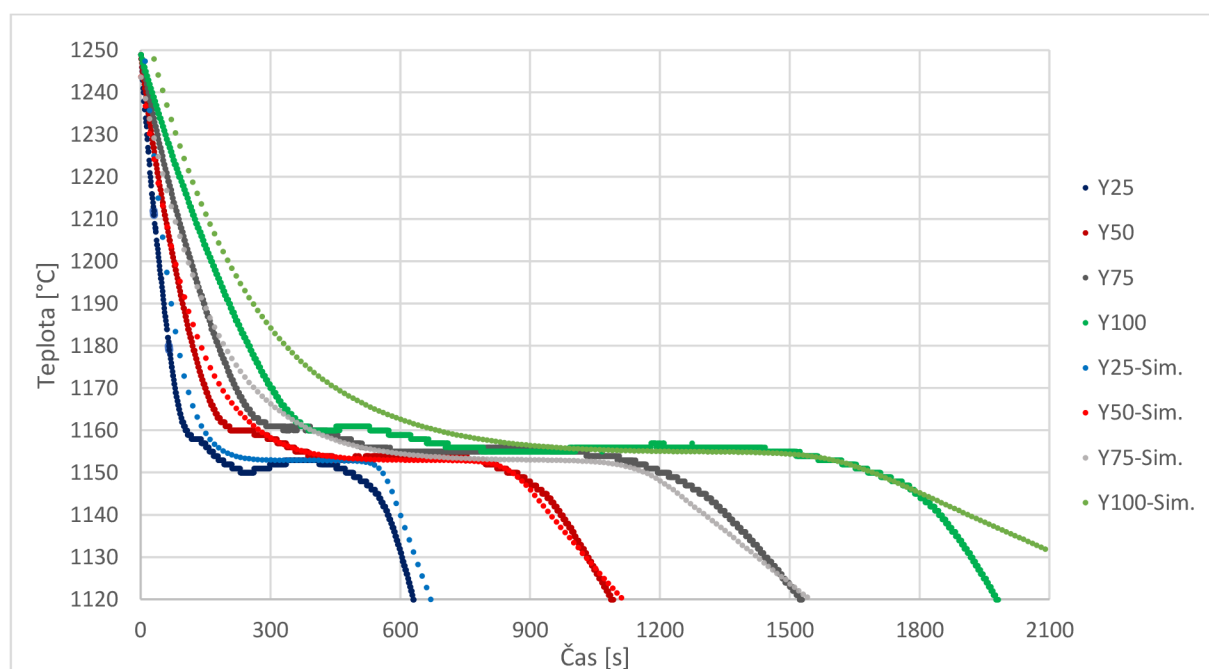
7.3 Analýza podmínek tuhnutí

Simulace byly provedeny pomocí softwaru ProCast od společnosti MECAS ESI s.r.o.

Na **obr. 41** je graficky znázorněn průběh poklesu teplot v odlitcích v závislosti na čase pro tavbu č.1 ($Si = 3,97$). Odlitky byly lity v pořadí Y-25, Y-50, Y-75, Y-100 a K-160. Měření teploty u odlitku K-160 nebylo provedeno. Termočlánky byly umístěny 75 mm od spodní stěny bloku, 50 mm od čelní stěny bloku a uprostřed tloušťky bloku viz **obr. 35** a **obr. 36**.

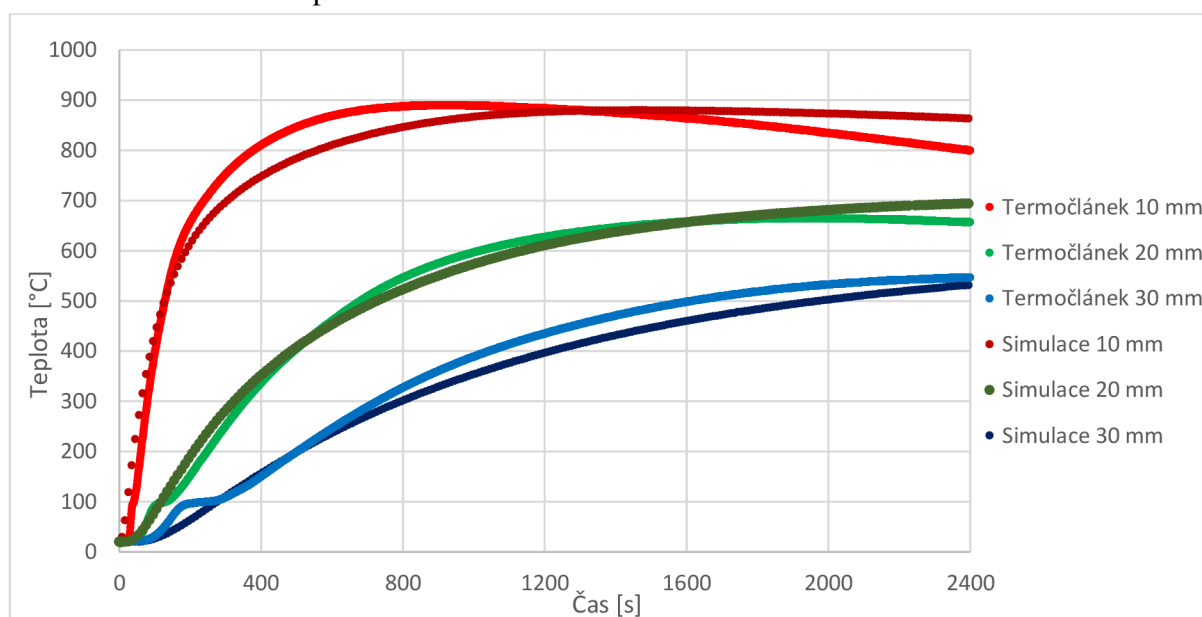
V grafech znázorňujících průběh ochlazování je určen čas 0 do momentu, kdy daná litina dosáhla $1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ během tuhnutí.

Pomocí termočlánků umístěných v kovu byly naměřeny křivky ochlazování. Z těchto naměřených hodnot byla provedena inverzní simulace, při níž bylo cílem upravit termofyzikální podmínky dané simulace tak, aby co nejlépe popisovala realitu. Po dosažení podobného průběhu ochlazování kovu mezi simulací a termočlánkem, byl ověřen průběh teploty ve formovací směsi. Po ověření teplotního pole v kovu a ve formě byly provedeny simulace ostatních odlitků. Výsledky jsou uvedeny v grafu na **obr. 41**, kde lze vidět porovnání průběhu ochlazování naměřeného pomocí termočlánků v kovu a průběhu ochlazování vypočítaného pomocí simulací. U litin je obzvláště obtížné dosáhnout stejných průběhů křivek ochlazování u taveb s rozdílným chemickým složením. U litin hraje důležitou roli obsah uhlíku, modifikace a očkovaní. Při tuhnutí grafitu totiž dochází k uvolňování latentního tepla, které způsobuje rekalescenci a má významný vliv na dobu tuhnutí. Více o termické analýze a krystalizaci litin je v literatuře [23].



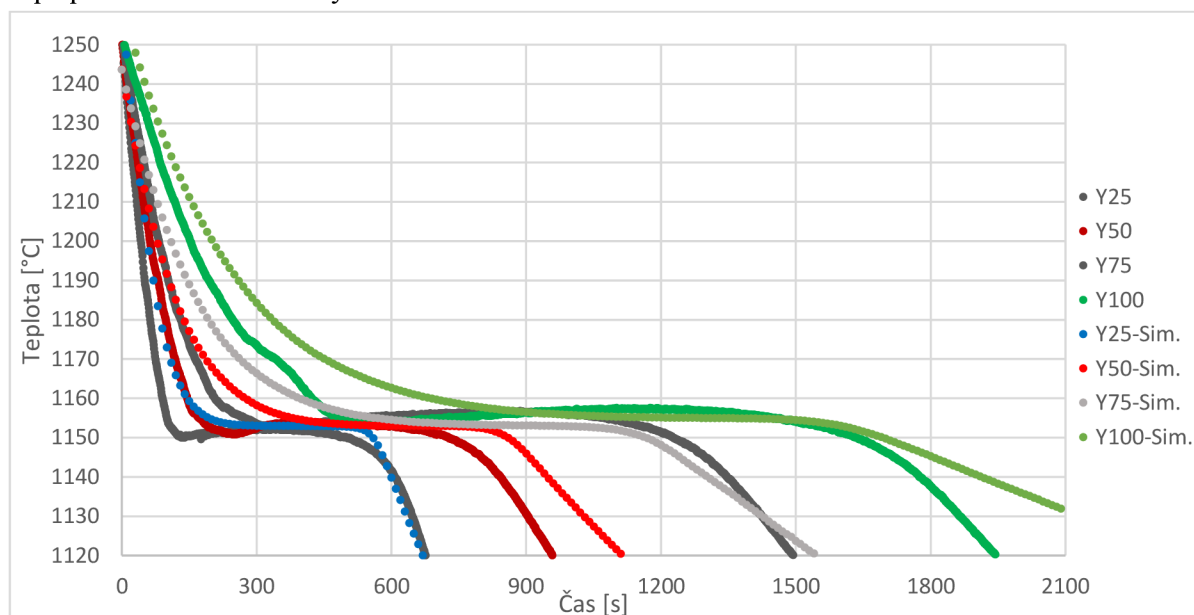
Obr. 41: Průběh ochlazování v odlitcích z tavby 1 v porovnání se simulacemi.

Termočlánky ve formovací směsi byly umístěny rovnoběžně s osou bloku ve vzdálenosti 10, 20 a 30 mm od stěny odlitku. Termočlánky byly umístěny tak, aby ležely rovnoběžně s blokem ve výšce 20 mm od podstavy odlitku. Na **obr. 42** jsou uvedeny průběhy ohřevu formy naměřené pomocí termočlánků v porovnání s hodnotami vypočítanými pomocí simulací. Na tomto grafu lze vidět, že u všech termočlánků při teplotě 100 °C došlo k prodlevě nárůstu teploty. U termočlánku č. 1 byla tato prodleva zanedbatelná a se zvyšující se vzdáleností od odlitku se prodleva prodlužovala. Tato prodleva byla způsobena tvorbou a pohybem kondenzační zóny. To znamená, že forma byla vlhká a s ohřevem nad 100 °C se voda vypařovala a zkondenzovala ve formě, kde byla nižší teplota. Odchyly v průběhu teplot mohou být způsobeny mírnou změnou polohy termočlánků vlivem formování. Na rozdíl od tekutého kovu je měření formovací směsi výrazně závislé na poloze daného termočlánku, jelikož má formovací směs nižší tepelnou vodivost než kov.



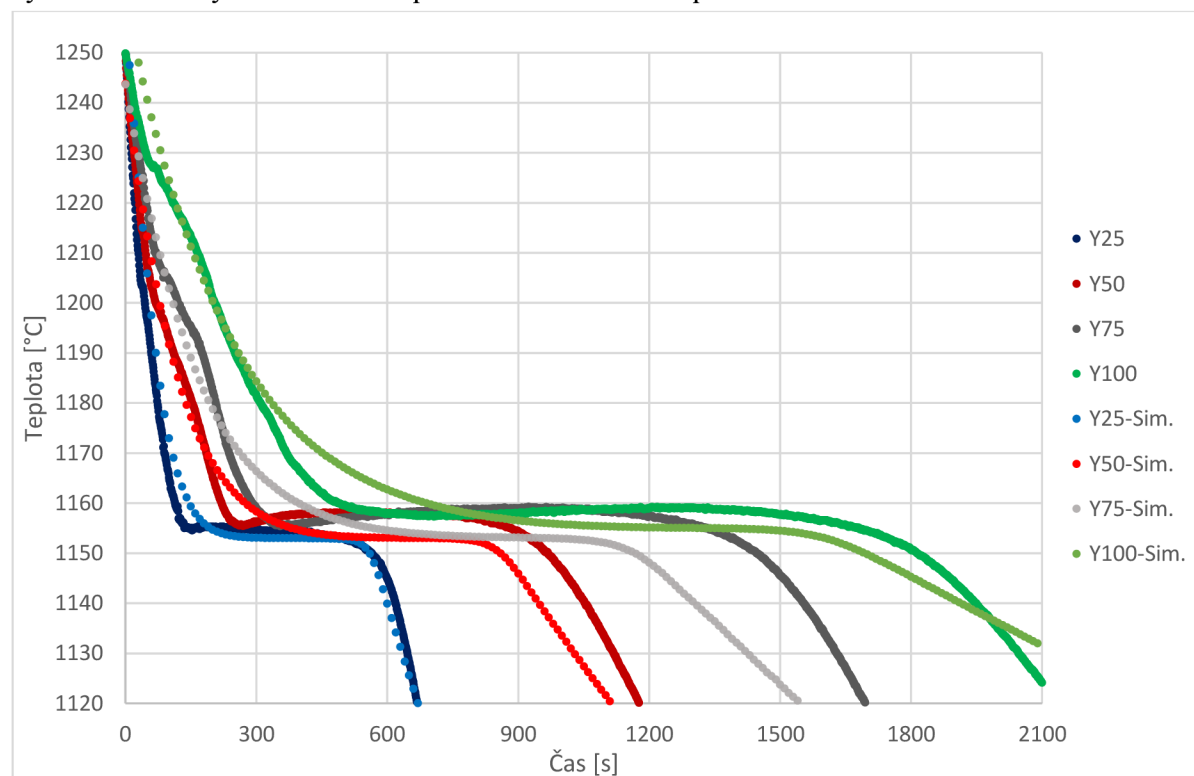
Obr. 42 Graf znázorňující teploty písku v závislosti na čase.

Na **obr. 43** jsou uvedeny průběhy ochlazování teplotního pole v závislosti na čase z tavby č.2 ($Si = 4,5 \%$). Hodnoty naměřené pomocí termočlánků jsou porovnány s výsledky získaných ze simulací. Blok Y50 v tavbě č.2 tuhnul přibližně 17 minut, což je o 2 minuty kratší doba, než v případě simulací a tavby č.1.



Obr. 43 Graf znázorňující ochlazování odlitků z tavby 2 v porovnání se simulacemi.

Na **obr. 44** jsou uvedeny průběhy ochlazování teplotního pole v závislosti na čase z tavby č.3 ($Si = 4,1 \%$). Hodnoty naměřené pomocí termočlánků jsou porovnány s výsledky získaných ze simulací. Blok Y50 v tavbě č.3 tuhnul přibližně 20,5 minuty, což je o 1,5 minuty delší doba než v případě simulace a tavby č.1. Blok Y75 v tavbě č.3 tuhnul přibližně 27,5 minuty, což je o 3,5 minuty delší doba než v případě simulace a tavby č.1. Tyto prodlevy mohou být způsobeny vyšším uvolněným latentním teplem během tuhnutí oproti tavbě č.1.



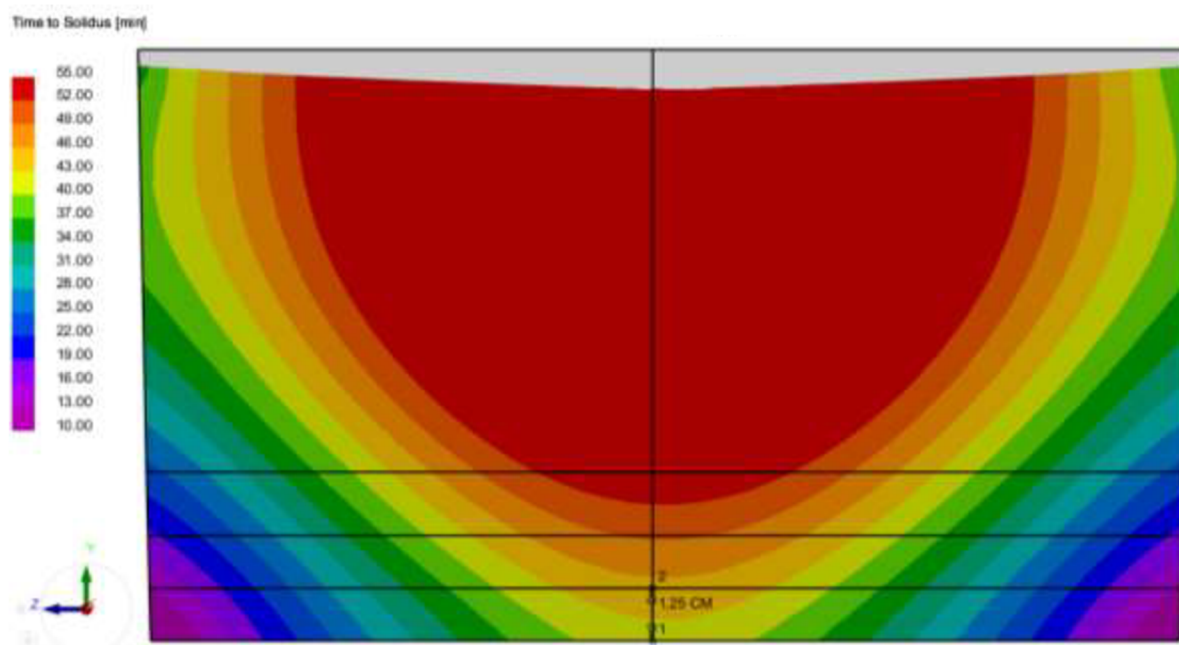
Obr. 44 Graf znázorňující ochlazování odlitků z tavby 3 v porovnání se simulacemi.

Doby tuhnutí jednotlivých odlitků zjištěné pomocí křivek ochlazování naměřených pomocí termočlánků a doby vypočtené pomocí simulací jsou uvedeny v **tab. 20**.

Tab. 20 Doba tuhnutí odlitků všech taveb v porovnání se simulacemi.

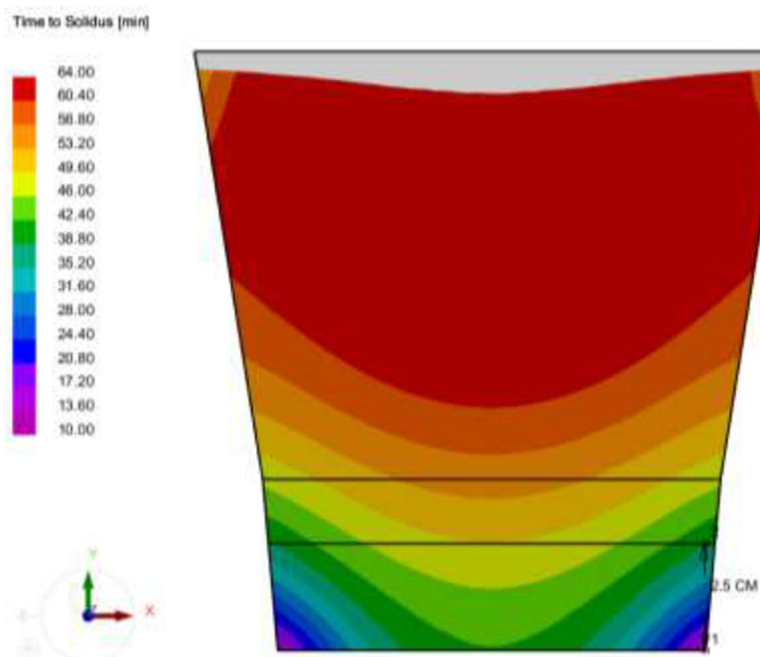
Blok	Tavba 1	Tavba 2	Tavba 3	Simulace
	[min]	[min]	[min]	[min]
Y25	12,5	13	13	13
Y50	19	17	20,5	19
Y75	24	24	27,5	24
Y100	32	31	32	32

Na **obr. 45** jsou uvedené doby tuhnutí odlitku ve vzdálenosti 50 mm od stěny odlitku Y100. Červená barva označuje místa, kde tavenina tuhne déle než 55 minut. Nejdelší doba tuhnutí taveniny ležící v osách vzorků pro tahovou zkoušku Y100-M a Y100-R je 43 minut, pro vzorek Y100-L je tato doba 39 minut (tento obrázek nevyobrazuje žádný z průřezů).



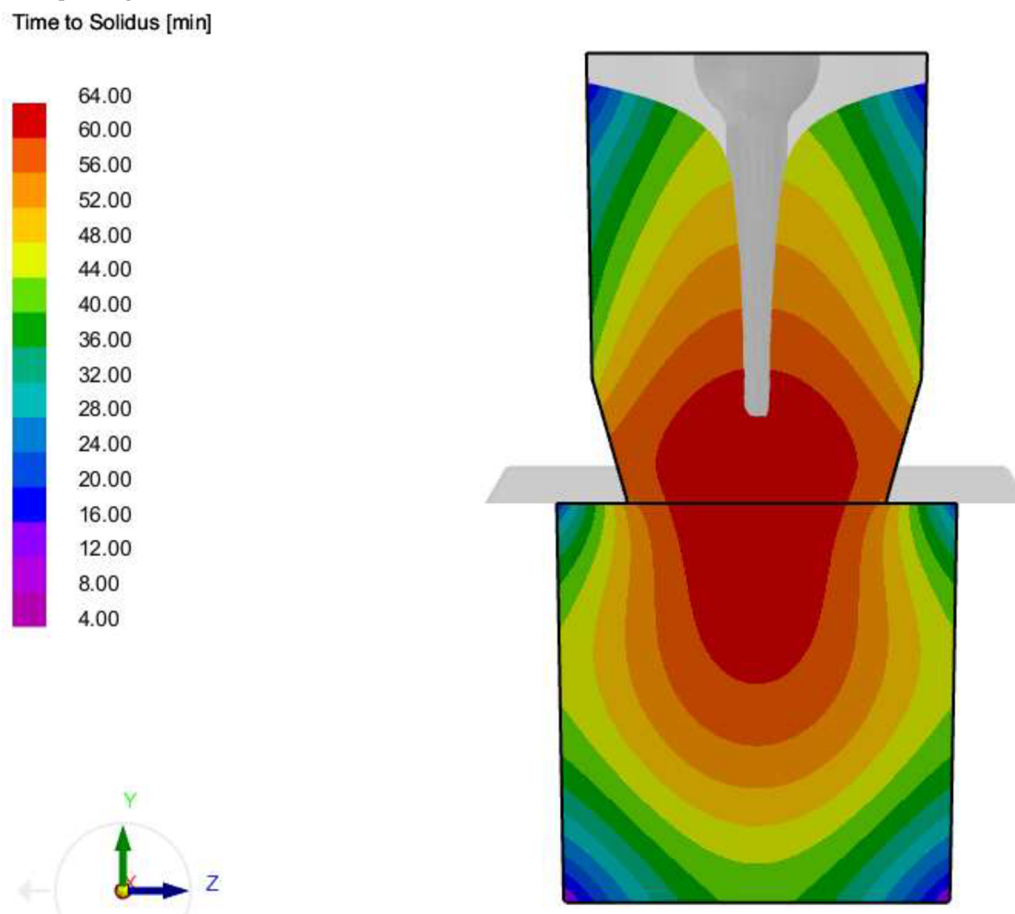
Obr. 45 Doba tuhnutí ve vzdálenosti 50 mm od stěny odlitku Y100.

Na **obr. 46** jsou uvedeny doby tuhnutí v řezu metalografického výbrusu. Většina vzorku pro metalografický výbrus tuhla v rozmezí 13 až 49 minut. V místě této doby tuhnutí nebyl nalezen žádný chunky grafit pomocí metalografických výbrusů v blocích Y100 viz **kap.7.5**.



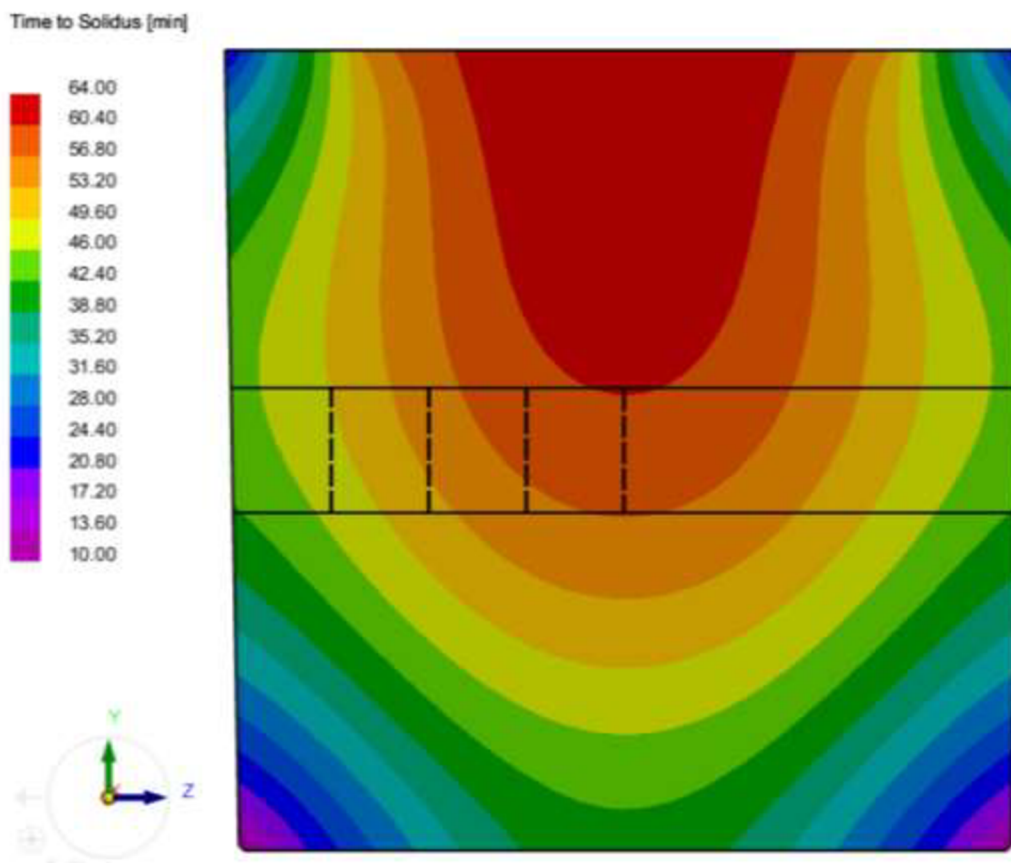
Obr. 46 Doba tuhnutí vzorku pro metalografický výbrus z bloku Y100.

Na **obr. 47** jsou uvedeny doby tuhnutí odlitku K160. Červenou barvou je vyobrazena oblast, která tuhne jako poslední v čase 64 minut a déle.



Obr. 47 Doba tuhnutí odlitku v tloušťce 80 mm od stěny odlitku K160.

Na **obr. 48** lze vidět detail doby tuhnutí v odlitku K160. Na obrázku jsou naznačeny místa, odkud byly odebrány vzorky pro metalografické výbrusy. Na metalografických výbrusech z odlitků Y100 nebyl detekován žádný chunky grafit napříč tavnými. Nejdélejší doba tuhnutí v místech metalografického výbrusu odpovídala době 60 minut. V odlitcích K 160 byl chunky grafit nalezen v místech těsně pod povrchem, kde byla doba tuhnutí 46 minut. Na obrázku je naznačena plocha metalografického výbrusu z odlitku K160.



Obr. 48 Detail doby tuhnutí v metalografických výbrusech odlitku K160.

7.4 Tahové zkoušky

Po vyrobení zkušebních poměrných těles pro tahovou zkoušku (dřík \varnothing 10 mm; $L_0 = 50$ mm; závitová hlava M16) byla provedena tahová zkouška. Ta byla provedena podle normy ČSN EN ISO 6892-1 (2021) na zařízení Zwick/Roell Z250, se zatížením do 150 kN a extenzometru MultiXtens. Výsledné hodnoty z tahových zkoušek byly dány do závislosti s tloušťkou stěny. Při posuzování hodnot u bloků s tloušťkou stěny nad 60 mm, byly uvažovány limitní hodnoty z rozmezí tloušťek stěn 30 až 60 mm. Norma [44] totiž nespecifikuje požadované hodnoty při tloušťce stěn nad 60 mm.

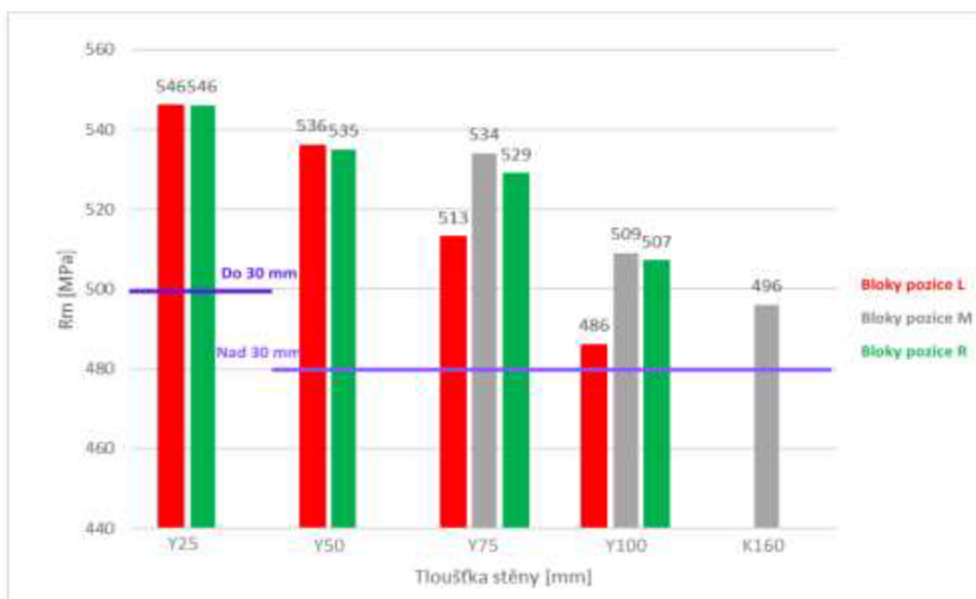
7.4.1 Výsledky tahových zkoušek z tavby č. 1

V **tab. 21** jsou uvedeny výsledné mechanické vlastnosti z tavby č.1. V tabulce jsou uvedeny požadavky na mechanické vlastnosti pro materiál GJS 500-14 dány normou 1563:2018 [44].

Tab. 21 Výsledky z tahové zkoušky pro tavbu č.1.

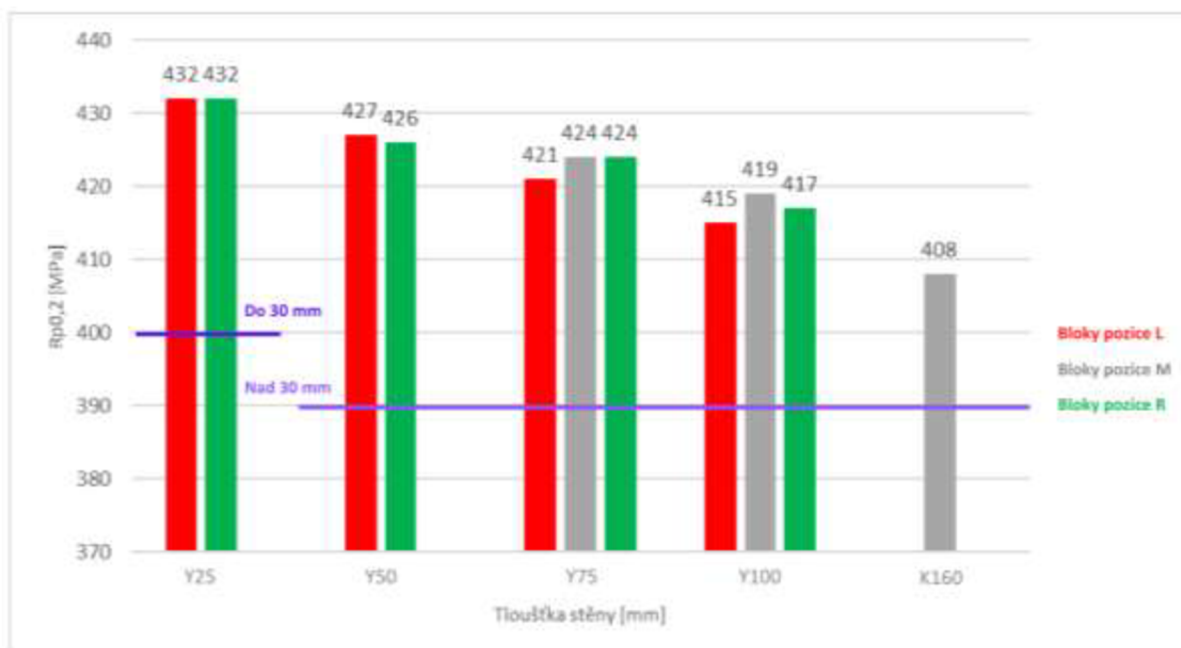
	Vzorek	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _{p0,2} /R _m	A [%]
EN-GJS 500-14	tl. < 30	500	400	-	14,0
	tl. > 30	480	390	-	12,0
Výsledky tahové zkoušky	T1-25.1	546	432	0,79	20,3
	T1-25.2	546	432	0,79	20,4
	T1-50-L	536	427	0,80	14,9
	T1-50-R	535	426	0,80	16,1
	T1-75-L	513	421	0,82	9,3
	T1-75-M	534	424	0,79	17,6
	T1-75-R	529	424	0,80	11,4
	T1-100-L	486	415	0,85	6,6
	T1-100-M	509	419	0,82	8,1
	T1-100-R	507	417	0,82	9,9
	T1-K160	496	408	0,82	11,8

Grafické znázornění výsledků R_m z **tab. 21** je uvedeno na **obr. 49**, všechny vzorky splňují požadavky normy ČSN EN 1563:2018 pro materiál GJS 500-14 z hlediska meze pevnosti. Do grafu jsou zaznačeny limitní hodnoty udané normou (tmavě fialová – R_m pro tloušťky stěn do 30 mm; světle fialová – R_m pro tloušťky stěn nad 30 mm). U vzorku T1-Y100-L je patrný pokles R_m, která klesla na hodnotu 486 MPa. Rozdíl oproti zbylým vzorkům z bloku Y100 činí přibližně 5 %. Mikrostruktura daného vzorku je okomentována v **kap. 7.4**.



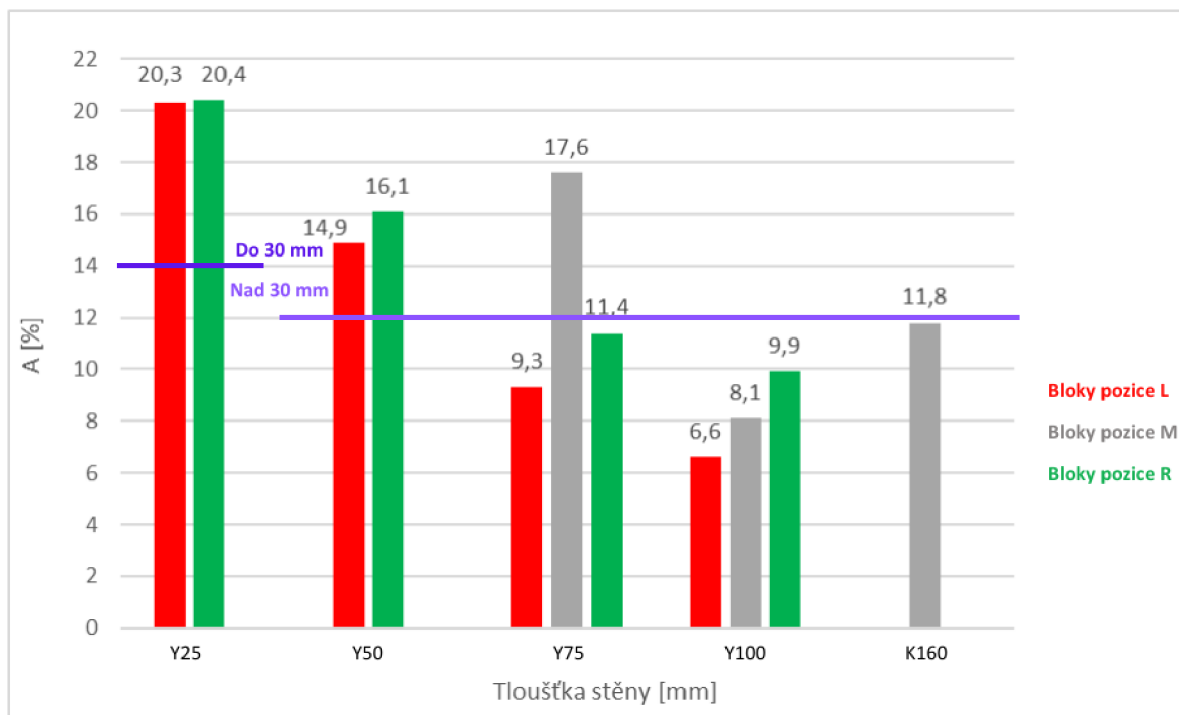
Obr. 49 Průběh hodnoty R_m v závislosti na tloušťce stěny u materiálu z tavby č.1.

Obr. 50 vyobrazuje, jakým způsobem se měnila $R_{p0,2}$ v závislosti na tloušťce stěny. Na rozdíl od hodnot R_m u $R_{p0,2}$ nedochází k výrazným změnám v rámci jedné tloušťky stěny. Na výsledcích lze vidět, že dochází k postupnému poklesu meze kluzu. Tento pokles má lineární charakter.



Obr. 50 Průběh $R_{p0,2}$ v závislosti na tloušťce stěny u materiálu z tavby č.1.

Obr. 51 vyobrazuje vývoj tažnosti v závislosti na tloušťce stěny. Jak lze vidět, s narůstající tloušťkou odlitků se tažnost zkušebních těles snižuje. Zajímavé však je, že u bloků Y75 a Y100 u zkušebních těles odebraných v blízkosti stěn, dochází k výraznějšímu snížení tažnosti oproti vzorkům odebraných z tepelné osy odlitků. Mikrostruktura tělesa R z bloku Y75 je na **obr. 62**.



Obr. 51 Průběh tažnosti v závislosti na tloušťce stěny u materiálu z tavby č.1.

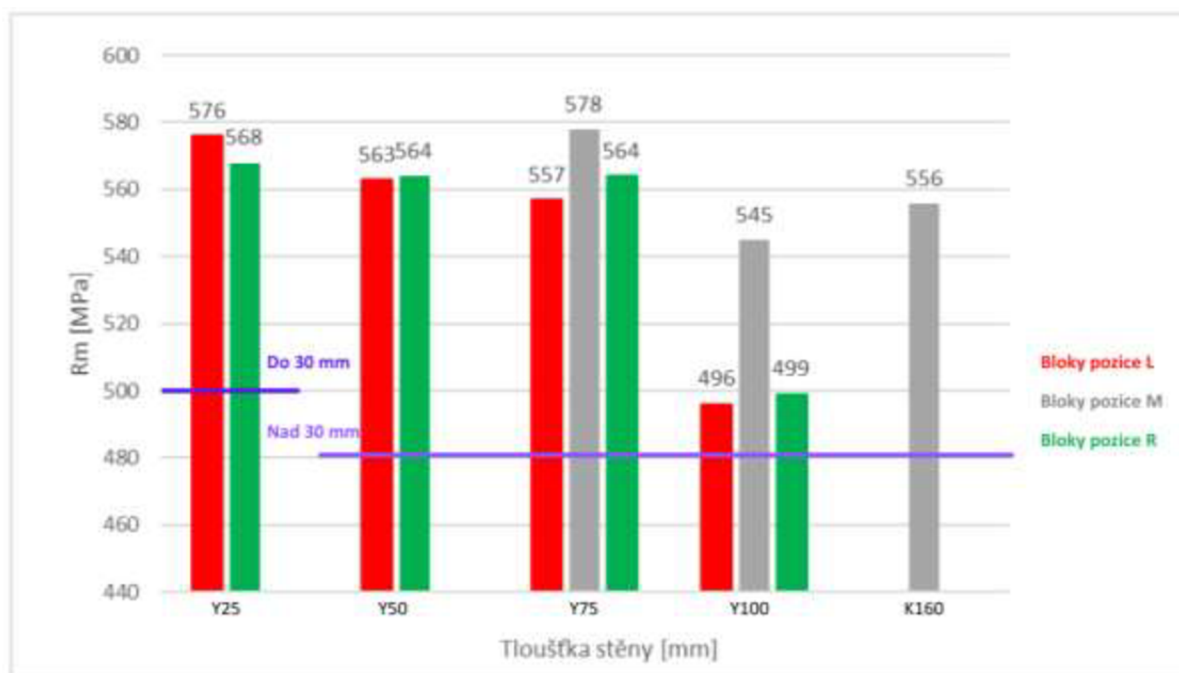
7.4.2 Výsledky tahových zkoušek z tavby č. 2

V **tab. 22** jsou uvedeny výsledné mechanické vlastnosti z tavby č.2. V tabulce jsou uvedeny požadavky na mechanické vlastnosti pro materiál EN-GJS 500-14 dány normou 1563:2018.

Tab. 22 Výsledky z tahové zkoušky pro tavbu č.2.

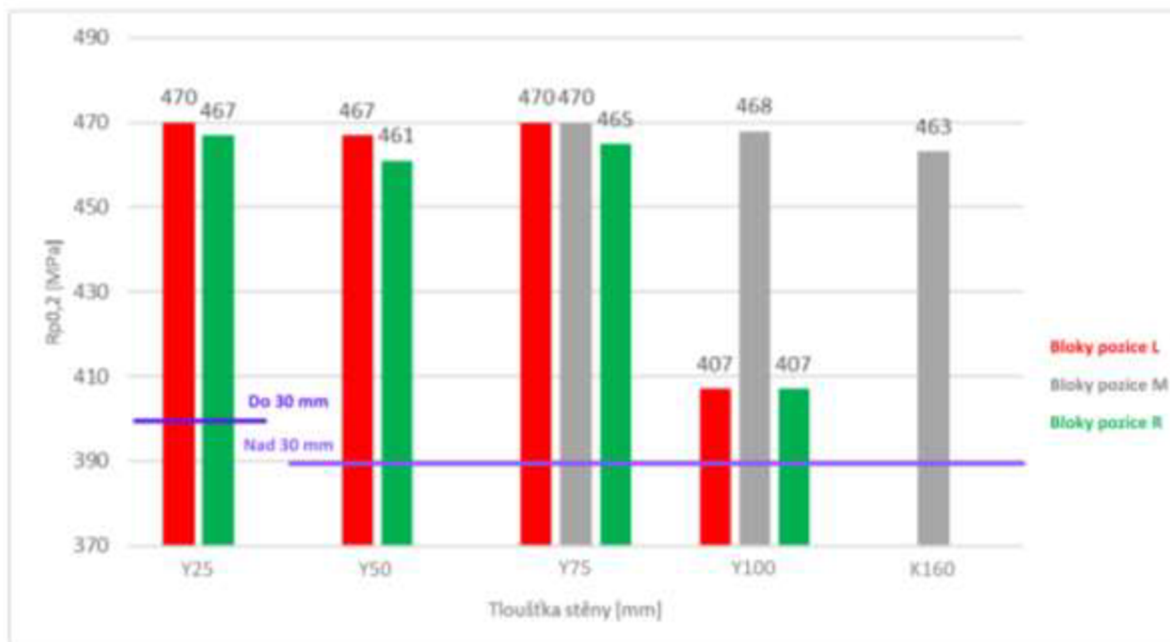
	Vzorek	Rm [MPa]	Rp _{0,2} [MPa]	Rp _{0,2} /Rm	A [%]
EN-GJS 500-14	tl. < 30	500	400	-	14,0
	tl. > 30	480	390	-	12,0
Výsledky tahové zkoušky	T2-25.1	576	470	0,82	12,6
	T2-25.2	568	467	0,82	10,1
	T2-50-L	563	467	0,83	8,3
	T2-50-R	564	461	0,82	9,2
	T2-75-L	557	470	0,84	8,6
	T2-75-M	578	470	0,81	17,9
	T2-75-R	564	465	0,82	9,5
	T2-100-L	496	407	0,82	9,5
	T2-100-M	545	468	0,86	15,8
	T2-100-R	499	407	0,82	14
	T2-K160	556	463	0,83	10,1

Grafické znázornění výsledků Rm z **tab. 22** je uvedeno na **obr. 52**, všechny vzorky splňují požadavky normy ČSN EN 1563:2018 pro materiál GJS 500-14 z hlediska meze pevnosti. U vzorků T2-Y100-L a T2-Y100-R je patrný pokles Rm, která klesla na hodnotu 496 a 499 MPa. Rozdíl proti vzorku T2-Y100-M činí přibližně 9 %.



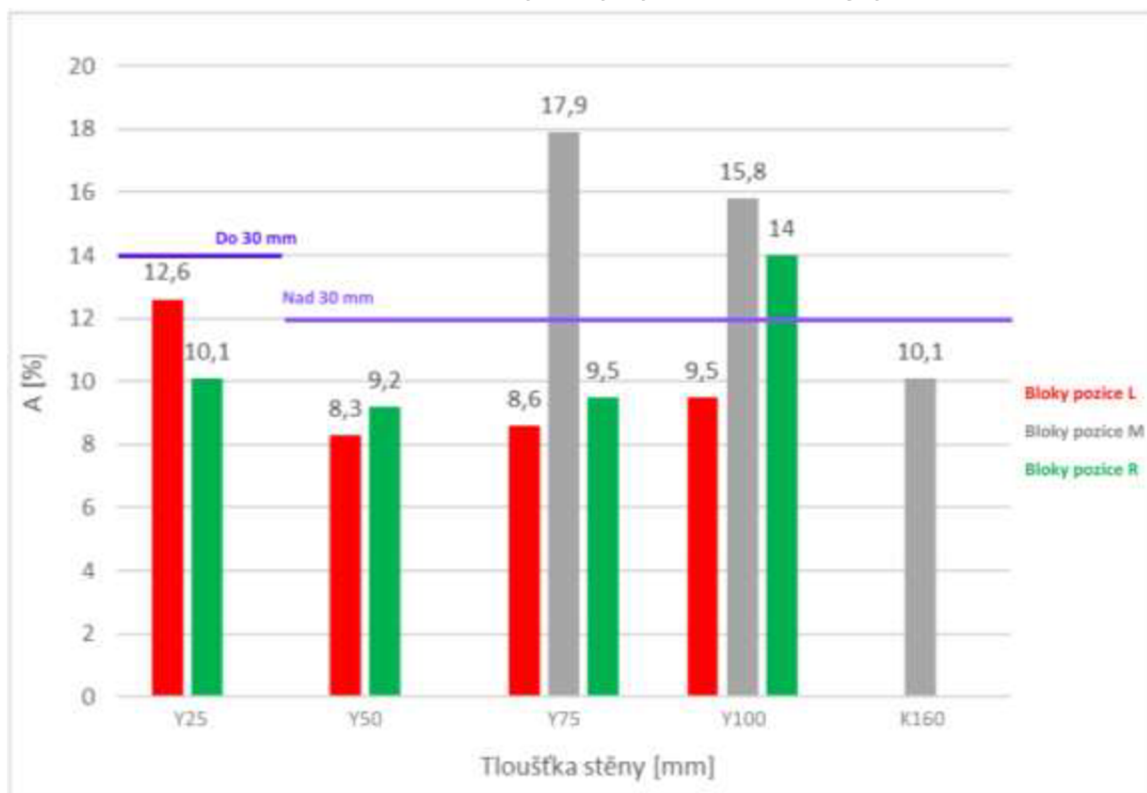
Obr. 52 Průběh Rm v závislosti na tloušťce stěny u materiálu z tavby č.2.

Obr. 53 vyobrazuje, jakým způsobem se měnila $R_{p0,2}$ v závislosti na tloušťce stěny. Podobně jako R_m , i $R_{p0,2}$ je ve vzorcích T2-Y100-L a T2-Y100-R nižší, než ze vzorku T2-Y100-M. Tento rozdíl činí přibližně 13 %. Ostatní výsledné hodnoty $R_{p0,2}$ však nevykazují výrazný pokles s rostoucí tloušťkou odlitku. Všechny vzorky splňují požadavek normy ČSN EN 1563:2018.



Obr. 53 Průběh $R_{p0,2}$ v závislosti na tloušťce stěny u materiálu z tavby č.2.

Obr. 54 vyobrazuje průběh tažnosti v závislosti na tloušťce stěny. Z grafu je patrné, že zvýšený obsah Si (4,5 %) výrazně snižuje tažnost už i v tloušťce stěny 25 mm. Pozoruhodné však je, že u bloků Y75 a Y100 v okolí středu tloušťky stěny byla naměřena nejvyšší tažnost z celé tavby.



Obr. 54 Průběh tažnosti v závislosti na tloušťce stěny u materiálu z tavby č.2.

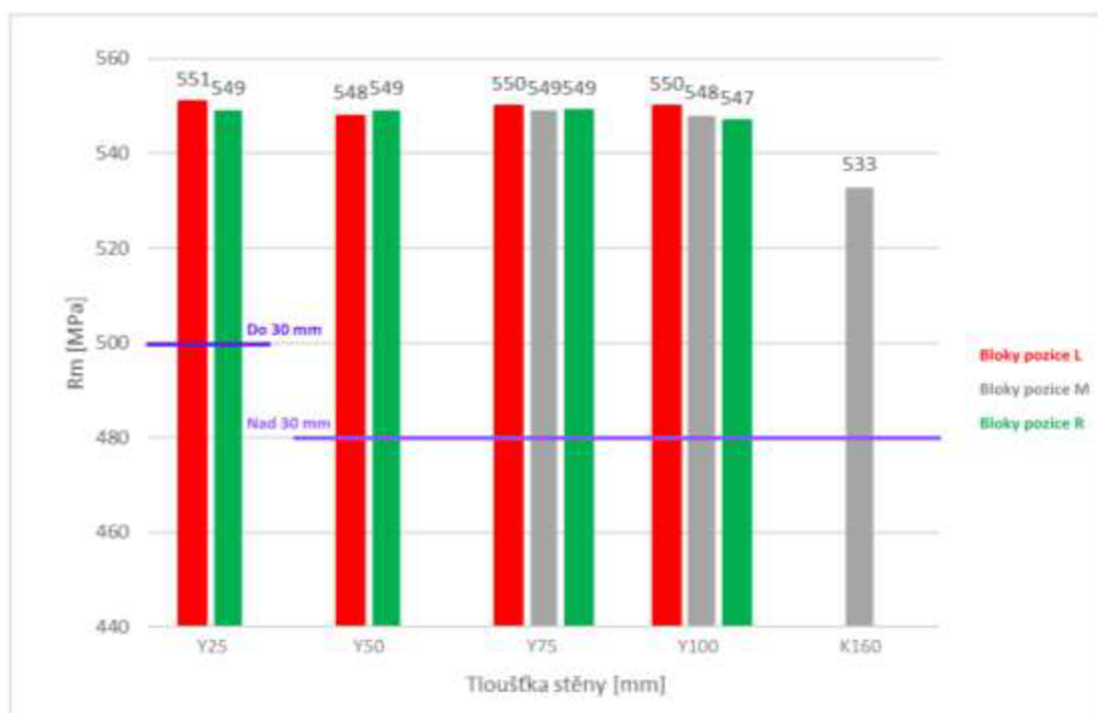
7.4.3 Výsledky tahových zkoušek z tavby č. 3

V **tab. 23** jsou uvedeny výsledné mechanické vlastnosti z tavby č.3. V tabulce jsou uvedeny požadavky na mechanické vlastnosti pro materiál GJS 500-14 dány normou 1563:2018 [44].

Tab. 23 Výsledky z tahové zkoušky pro tavbu č.3.

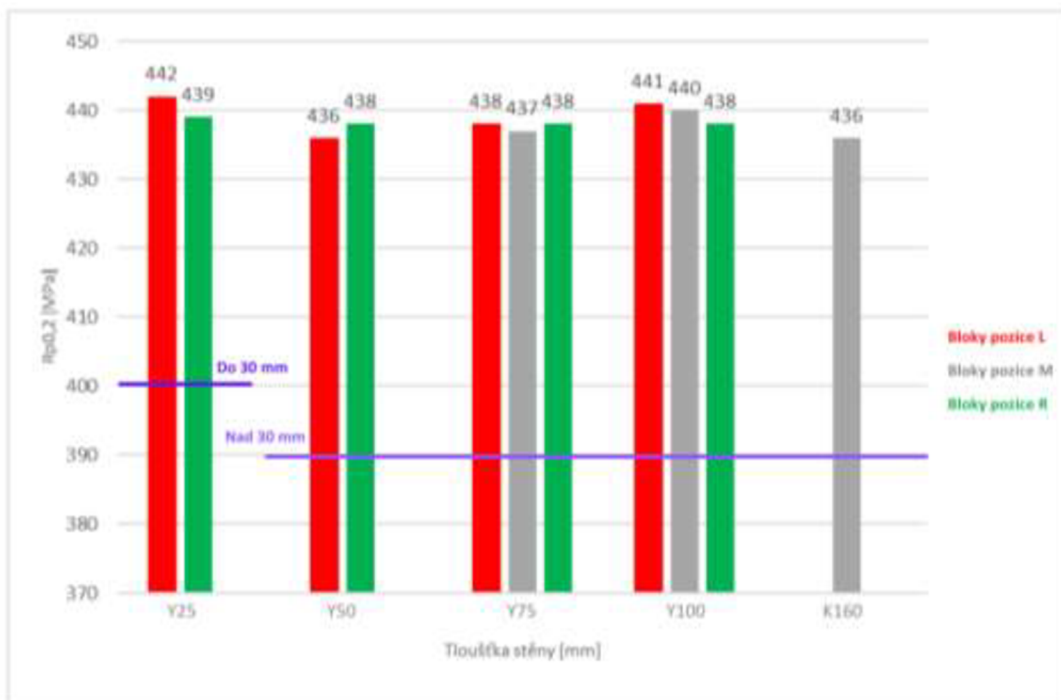
	Vzorek	Rm [MPa]	Rp _{0,2} [MPa]	Rp _{0,2} /Rm	A [%]
EN-GJS 500-14	tl. < 30	500	400	-	14,0
	tl. > 30	480	390	-	12,0
Výsledky tahové zkoušky	T3-25.1	551	442	0,80	17,5
	T3-25.2	549	439	0,80	18,3
	T3-50-L	548	436	0,80	13,1
	T3-50-R	549	438	0,80	16,4
	T3-75-L	550	438	0,80	15,6
	T3-75-M	549	437	0,80	19,4
	T3-75-R	549	438	0,80	19,0
	T3-100-L	550	441	0,80	19,3
	T3-100-M	548	440	0,80	18,5
	T3-100-R	547	438	0,80	18,7
	T3-K160	533	436	0,82	11,7

Grafické znázornění výsledků Rm z **tab. 23** je uvedeno na **obr. 55**, všechny vzorky splňují požadavky normy ČSN EN 1563:2018 pro materiál GJS 500-14 z hlediska meze pevnosti. Hodnoty uvedené v grafu nevykazují výrazný pokles Rm v závislosti na tloušťce stěny.



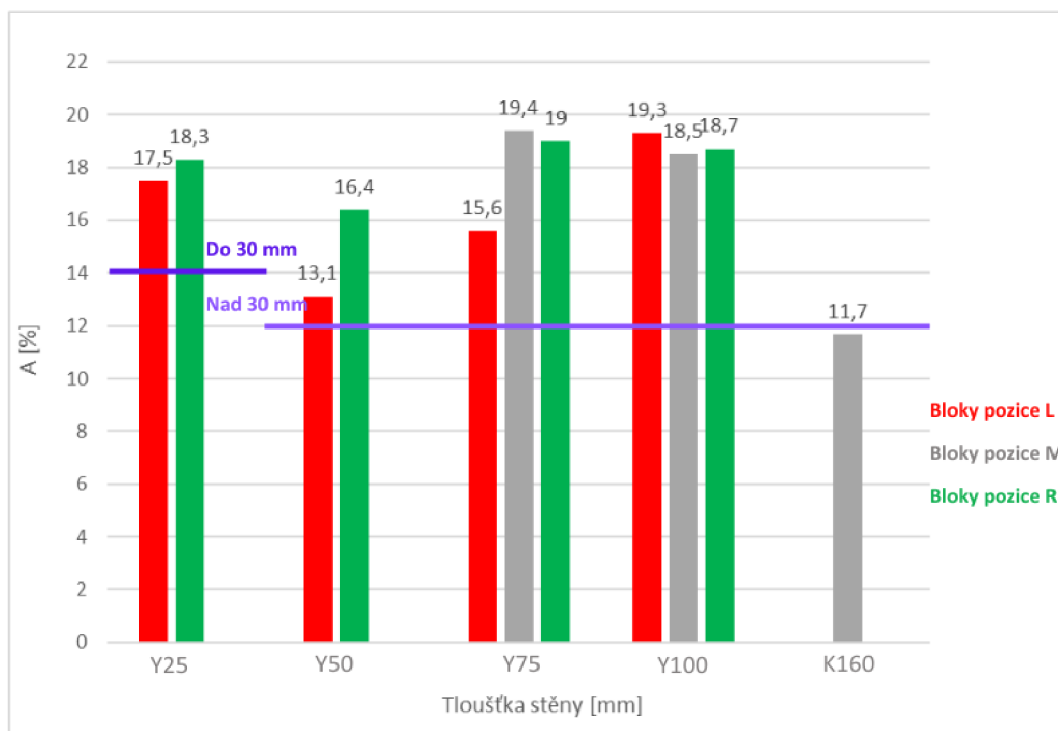
Obr. 55 Průběh Rm v závislosti na tloušťce stěny u materiálu z tavby č.3

Obr. 56 vyobrazuje, jakým způsobem se měnila $R_{p0,2}$ v závislosti na tloušťce stěny. Všechny vzorky splňují požadavek normy ČSN EN 1563:2018. Hodnoty uvedené v grafu nevykazují výrazný pokles $R_{p0,2}$ v závislosti na tloušťce stěny.



Obr. 56 Průběh $R_{p0,2}$ v závislosti na tloušťce stěny u materiálu z tavby č.3.

Obr. 57 vyobrazuje průběh tažnosti v závislosti na tloušťce stěny. Všechny vzorky z Y-bloků splňují požadavek normy. Zkušební těleso z K-bloku má tažnost 11,7 %, což je přibližně o 0,3 % méně, než uvádí požadavek na tažnost, pro tloušťku stěny v rozmezí 30 až 60 mm.



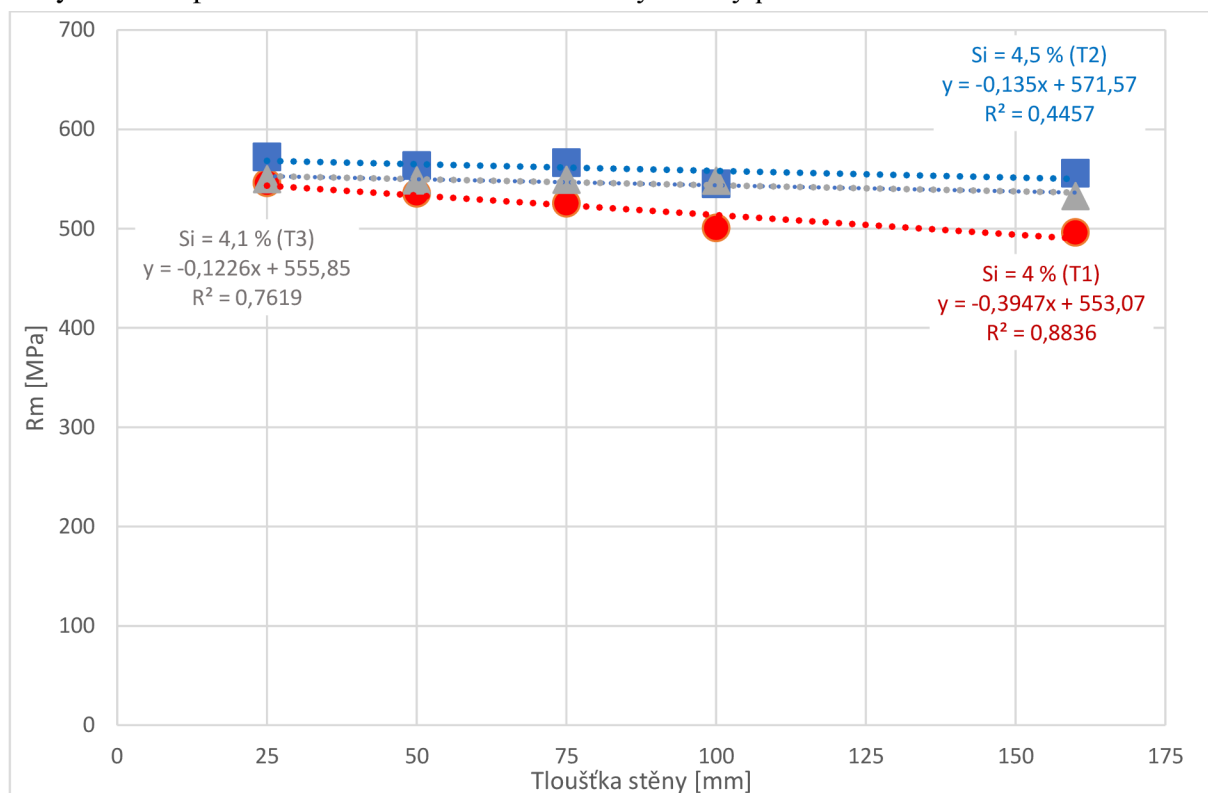
Obr. 57 Průběh tažnosti v závislosti na tloušťce stěny u materiálu z tavby č.3.

Po vypočtení aritmetických průměrů z hodnot R_m uvedených v **tab. 21**, **tab. 22** a **tab. 23** byly výsledné hodnoty zaneseny do grafu a proloženy přímkou lineární regrese viz **obr. 58**. Pro hladinu významnosti $\alpha = 0,05$ a počet měření $n = 5$ byla zvolena $R_{krit} = 0,881$.

Koeficient determinace pro materiál s obsahem Si = 4,0 % (T3) vyšel $R^2 = 0,8836$. Závislost R_m na tloušťce stěny pro materiál s obsahem Si = 4 % (T1) je na hladině významnosti $\alpha = 0,05$ statisticky významná, jelikož ($R = 0,94$) $> R_{krit}$. Uvedený materiál měl ze všech uvedených vyobrazených přímek nejstrmější regresi, lze tedy říci, že materiál se 4 % Si vykazuje nejprudší pokles meze pevnosti v závislosti na tloušťce stěny ze zmíněných materiálů. Tento materiál dosáhl nejnižších hodnot R_m v porovnání s materiály se 4,5 a 4,1 % Si.

Koeficient determinace pro materiál s obsahem 4,5 % Si (T2) vyšel $R^2 = 0,4457$ ($R = 0,6676$), což znamená, že daný vývoj je funkcí více proměnných. U bloku Y100 byly ze statistického souboru odebrány vzorky T2-Y100-L a T2-Y100-R, jelikož pokles jejich mechanických vlastností je způsoben odezněním modifikačního účinku, patném na **obr. 66**. Nejedná se tedy o pokles mech. vlastností vlivem vzniku chunky grafitu nebo tloušťky stěny. Krom bloku Y100 dosahuje materiál z tavby č.2 (4,5 % Si) nejvyšších hodnot R_m .

Koeficient determinace pro materiál s obsahem Si = 4,1 % (T3) vyšel $R^2 = 0,7619$. Závislost R_m daného materiálu na tloušťce stěny je na hladině významnosti $\alpha = 0,05$ statisticky významná, jelikož ($R = 0,8729$) $> R_{krit}$. Výsledná R_m se v Y-blocích držela na stabilních hodnotách a nevykazovala pokles v závislosti na tloušťce stěny. Mírný pokles nastal až u vzorku z K-bloku.



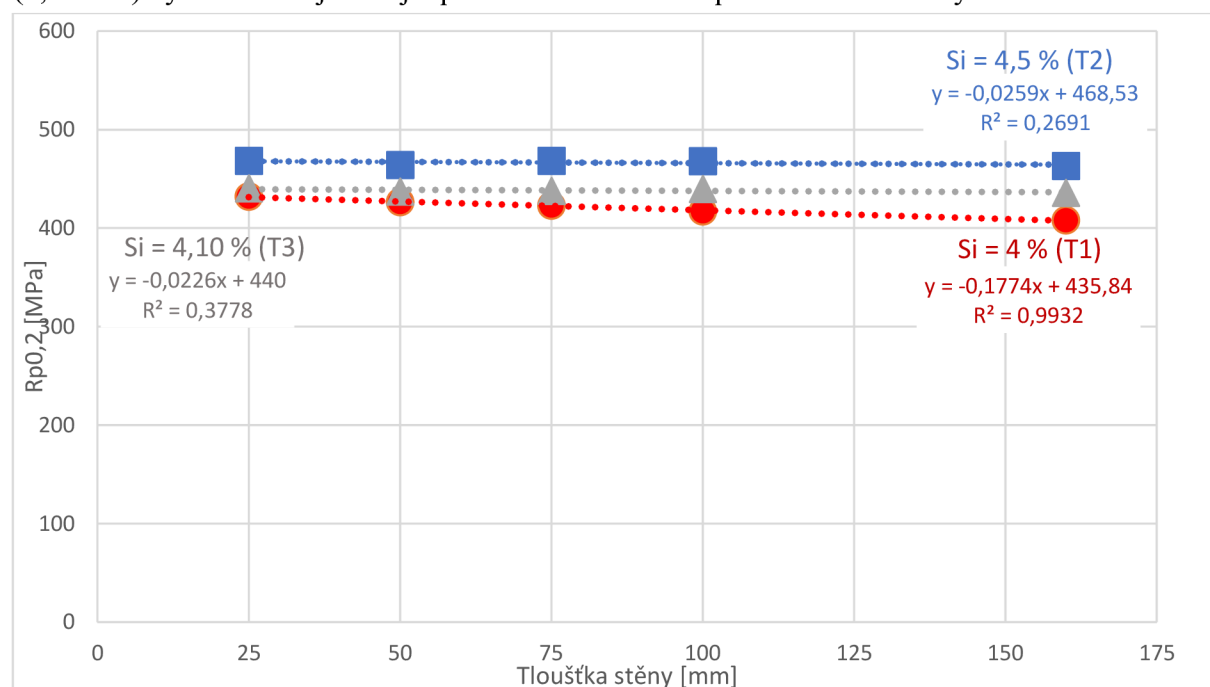
Obr. 58 Průběh středních hodnot R_m v závislosti na tloušťce stěny.

Po vypočtení aritmetických průměrů z hodnot $R_{p0,2}$ ze všech materiálů uvedených v **tab. 21**, **tab. 22** a **tab. 23** byly výsledné hodnoty proloženy přímkou lineární regrese v **obr. 59**.

Koeficient determinace pro materiál s obsahem 4 % Si vyšel $R^2 = 0,9932$. Závislost R_m na tloušťce stěny pro materiál s obsahem Si = 4 % (T1) je na hladině významnosti $\alpha = 0,05$ statisticky významná ($R = 0,99659$) $> R_{krit}$. Tento materiál má napříč tloušťkami stěn nejnižší hodnoty $R_{p0,2}$ a také vykazuje nejprudší pokles meze kluzu ze všech materiálů.

Koeficient determinace materiálu s obsahem 4,5 % Si vyšel $R^2 = 0,0779$ ($R = 0,2791$), což znamená, že daný vývoj je funkcí více proměnných. U bloku Y100 byly ze statistického souboru odebrány vzorky T2-Y100-L a T2-Y100-R, jelikož pokles jejich mechanických vlastností je způsoben odezněním modifikačního účinku, patném na **Obr. 66**. Nejedná se tedy o pokles mechanických vlastností vlivem vzniku chunky grafitu nebo tloušťky stěny. Materiál z tavby č.2 (4,5 % Si) dosahuje nejvyšších hodnot $R_{p0,2}$.

koeficient determinace pro materiál s obsahem 4,1 % Si vyšel $R^2 = 0,3778$ ($R = 0,6147$), což znamená, že daný vývoj je funkcí více proměnných. Výsledná $R_{p0,2}$ se ve všech blocích držela na stabilních hodnotách a nevykazovala pokles v závislosti na tloušťce stěny. Materiál č. 3 (4,1 % Si) vykazoval nejmírnější pokles meze kluzu napříč tloušťkou stěny ze všech materiálů.



Obr. 59 Průběh středních hodnot $R_{p0,2}$ v závislosti na tloušťce stěny.

Po vypočtení aritmetických průměrů z hodnot tažnosti ze všech materiálů uvedených v **tab. 21**, **tab. 22** a **tab. 23** byly výsledné hodnoty proloženy přímkou lineární regrese v **obr. 60**.

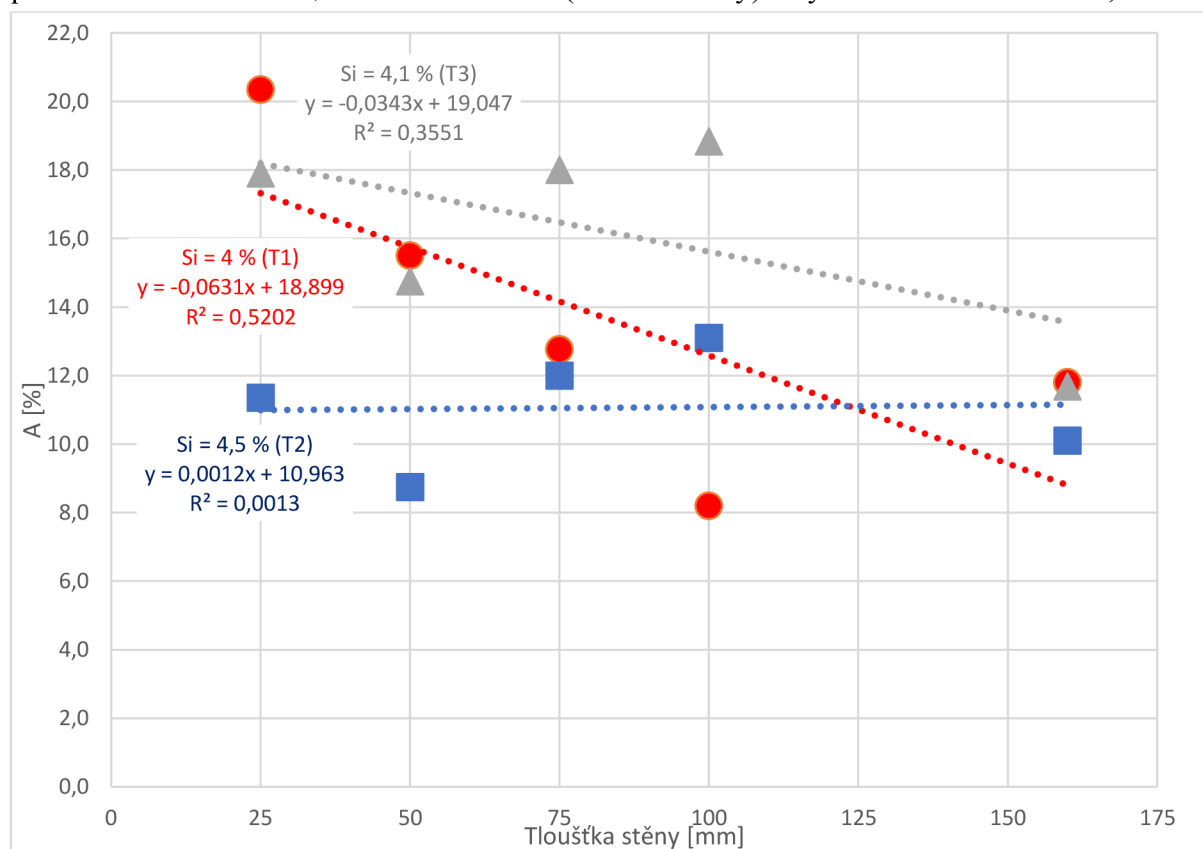
I přes výraznou nahodilost výsledků, jsou hodnoty tažnosti vysoké v porovnání s literaturou [42]. Zde byly odlity válce o průměru 100 mm a litiny měly přibližný obsah Si = 4,2. Nejvyšší naměřená tažnost v jejich experimentu byla $A = 8 \%$ u vzorku odebraného ze stěny válce. V této diplomové práci byly 2 nejnižší naměřené hodnoty tažnosti $A = 6,6 \%$ a $A = 8,1 \%$. Obě tyto hodnoty byly naměřeny v bloku T1-Y100 a tento pokles byl pravděpodobně způsoben nedostatečným očkovacím procesem nebo odezněním modifikačního účinku vlivem reakcí mezi formovací směsí a kovem anebo vlhkostí formovací směsi. Strukturu daného bloku lze vidět na **obr. 63**.

Ani jeden z materiálů neukázal, že by byl funkcí závislou pouze na jedné proměnné (tloušťka stěny), jelikož ani jeden z koeficientů determinace nebyl vyšší, než jeho kritická hodnota ($R_{krit} = 0,811$)

Pro materiál č.1 (Si = 4 %) vyšel koeficient determinace $R^2 = 0,5202$. Materiál č.1 v Y-blocích vykazuje úměrný pokles tažnosti s nárůstem tloušťky stěny, avšak zkušební těleso odebrané z K-bloku mělo tažnost vyšší než zkušební tělesa z bloku Y100.

Pro materiál č.2 (Si = 4,5 %) vyšel koeficient determinace $R^2 = 0,0013$, což naznačuje, že výsledky jsou nahodilé. Krom bloku Y100 dosahuje materiál z tavby č.2 (4,5 % Si) nejnižších hodnot tažnosti.

Pro materiál č.3 (Si = 4,1 %) vyšel koeficient determinace $R^2 = 0,3551$. Výsledná tažnost u bloku T3-Y75 a T3-Y100 dosahuje překvapivě vysokých hodnot. V literatuře [46] byla odlita podobná slitina s Si = 4,11 % do Y2 bloku (25 mm široký) a výsledná tažnost činila 8,7 %.



Obr. 60 Průběh středních hodnot tažnosti v závislosti na tloušťce stěny.

7.5 Metalografické výbrusy

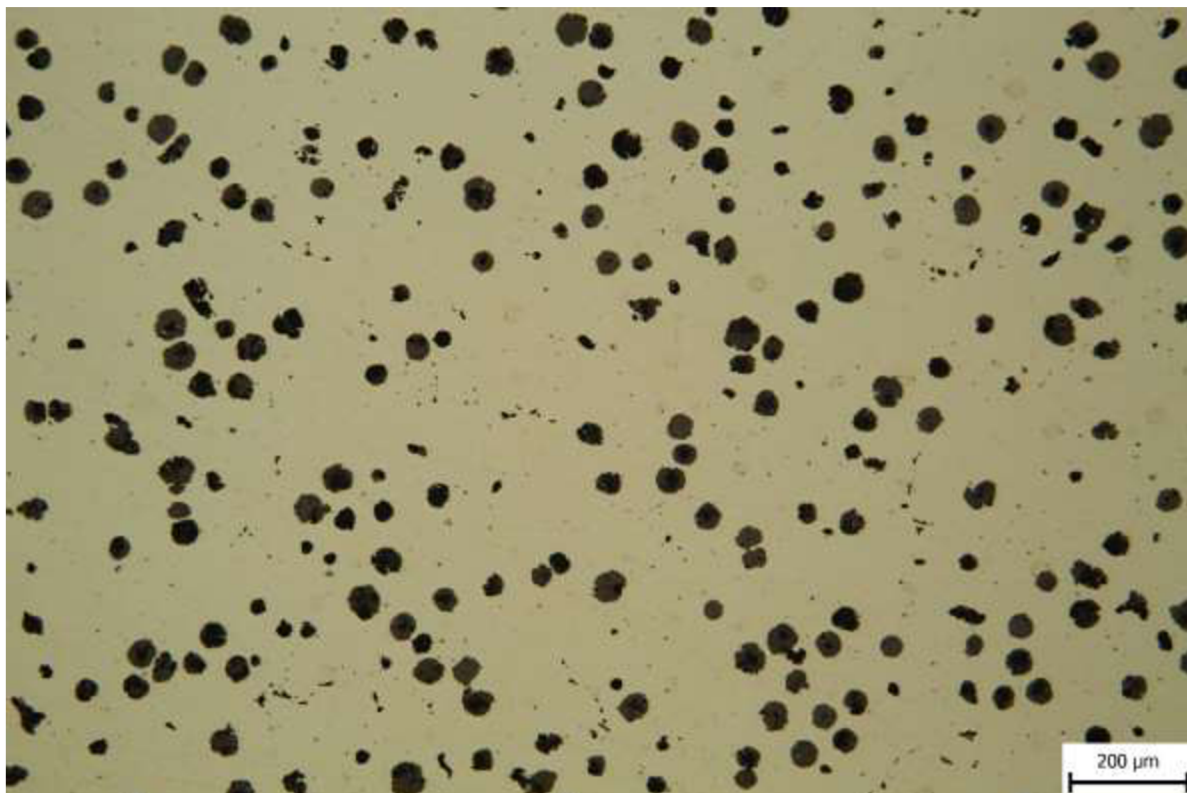
Zároveň s tahovými zkouškami byly provedeny i metalografické výbrusy za účelem zjištění mikrostruktury zkušebních těles. Metalografické výbrusy byly pozorovány pomocí světelného mikroskopu Neophot 32. Na metalografických výbrusech byl pozorován výskyt chunky grafitu. Vzorky byly odebrány co nejbližší k čelům zkušebních těles pro tahovou zkoušku, aby co nejlépe reprezentovaly jejich mikrostrukturu.

Na žádném z Y bloků nebyl nalezen výskyt chunky grafitu, a proto na nich nebyla provedena obrazová analýza a všechna posouzení mikrostruktury těchto výbrusů byla provedena porovnáním s etalonem.

HiSi litiny jsou materiál, který má ve struktuře méně než 5 % perlitu. Tato skutečnost byla ověřena pomocí obrazové analýzy výbrusů odebraných z K-bloků. Z výsledků vyplynulo, že ve struktuře odlitých materiálů skutečně méně než 5 % perlitu. Proto byly všechny vzorky z Y-bloků považovány za plně feritické a nebyly pozorovány v leptaném stavu.

7.5.1 Metalografické výbrusy z bloků z tavby 1

Obr. 61 znázorňuje mikrostrukturu tělesa T1-Y50-R. 95 % vyloučeného grafitu tvoří pravidelně kuličkový grafit a 5 % tvoří nepravidelně kuličkový grafit. Kuličky grafitu jsou velikosti 6 až 7. Grafit je rovnoměrně rozložený. Snímek byl proveden v hloubce přibližně 15 mm od povrchu odlitku. Tento vzorek slouží jako reprezentace struktury, která se vyskytovala ve většině odlitků. Další uvedené snímky slouží jako reprezentace struktur zkušebních těles pro tahovou zkoušku, v jejichž výsledcích dochází k výchytkám hodnot. Na snímcích z Y-bloků nebyl nalezen žádný chunky grafit.



Obr. 61 Výbrus T1-50-3 odpovídající tělesu T1-Y50-R. Vzorek odebrán přibližně 10 mm od stěny odlitku. Původní zvětšení: 100x.

Výbrus vzorku T1-Y75-M1 uvedený na **obr. 62** ukázal, že je ve struktuře významný podíl vermikulárního grafitu. To vysvětluje pokles meze pevnosti a tažnosti v tělese T1-Y75-L. Chunky grafit nebyl nalezen. Na výbrusu lze vidět 35% podíl pravidelně kuličkového grafitu. 5 % struktury tvoří nepravidelně kuličkový grafit, zbytek struktury je tvořen vermikulárním grafitem. Grafit je rovnoměrně rozložený. Kuličky grafitu odpovídají velikosti 6 až 7. Jelikož je snímek pořízen poblíž stěny odlitku, tak lze degeneraci grafitu vysvětlit vlivem formovací směsi, popřípadě její vlhkostí, která mohla vést k odeznění modifikačního účinku. Z důvodu, že tato degenerace není spojena s tvorbou chunky grafitu, nebude v této práci více rozebírána. Tomuto tématu se věnuje literatura [67].



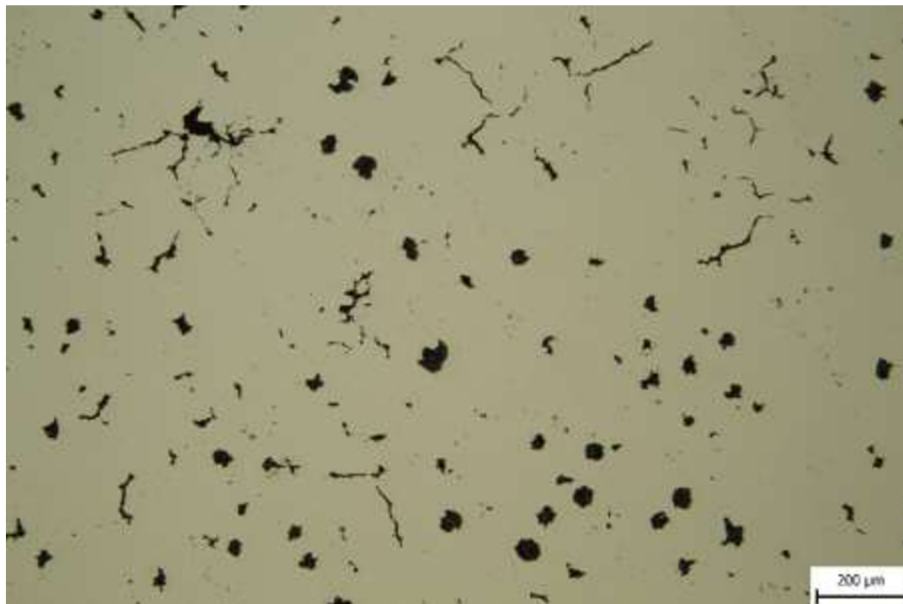
Obr. 62 Výbrus T1-Y75-M1 odpovídající tělesu T1-Y75-L. Původní zvětšení 100x.

Při pohledu na metalografický výbrus z **obr. 63** lze vidět významný podíl vermikulárního grafitu. Foto bylo pořízeno na vzorku T1-Y100-M1, který reprezentuje strukturu v rozmezí 0 až 20 mm od stěny odlitku. Na výbrusu lze vidět 10% podíl pravidelně kuličkového grafitu, 5% podíl nepravidelně kuličkového grafitu a 85% podíl vermikulárního grafitu. Na výbrusu se chunky grafit nevyskytuje. Grafit je rovnoměrně rozložený. Rozměry kuliček grafitu odpovídají velikosti 6 až 7.



Obr. 63 Výbrus T1-Y100-M1 odpovídající tělesu T1-Y100-L. Původní zvětšení: 100x.

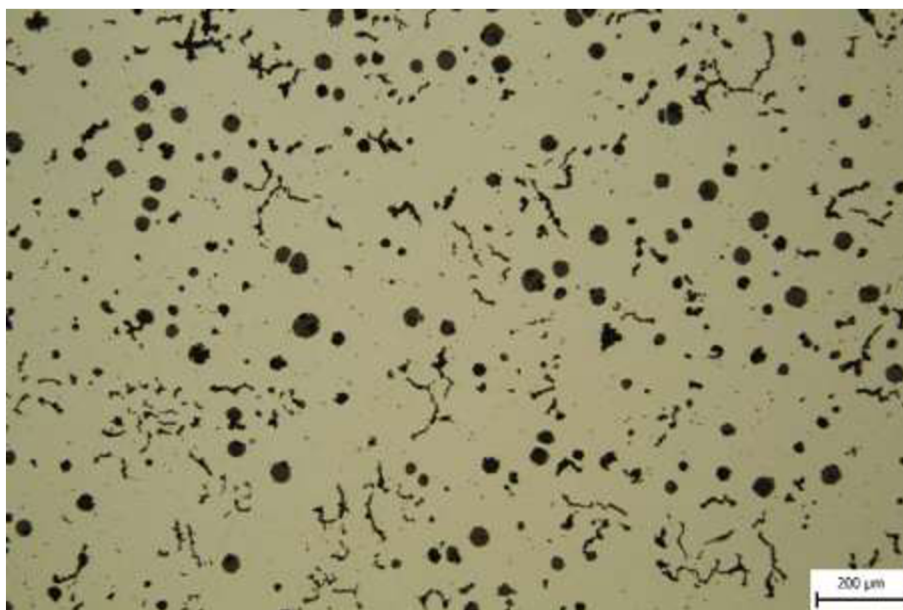
Výbrus vzorku T1-Y100-M2 uvedený na **obr. 64** ukázal, že je ve struktuře nižší podíl vermikulárního grafitu než u vzorku T1-Y100-M1. Chunky grafit nebyl nalezen. Na výbrusu lze vidět 60% podíl pravidelně kuličkového grafitu. Nepravidelně kuličkový grafit tvoří 10 % struktury. Zbytek struktury je tvořen vermikulárním grafitem. Grafit je rovnoměrně rozložený. Kuličky grafitu odpovídají velikosti 6. Podobná struktura byla nalezena i u vzorku T1-Y100-R.



Obr. 64 Výbrus T1-Y100-M2 odpovídající tělesu T1-Y100-M. Původní zvětšení: 100x.

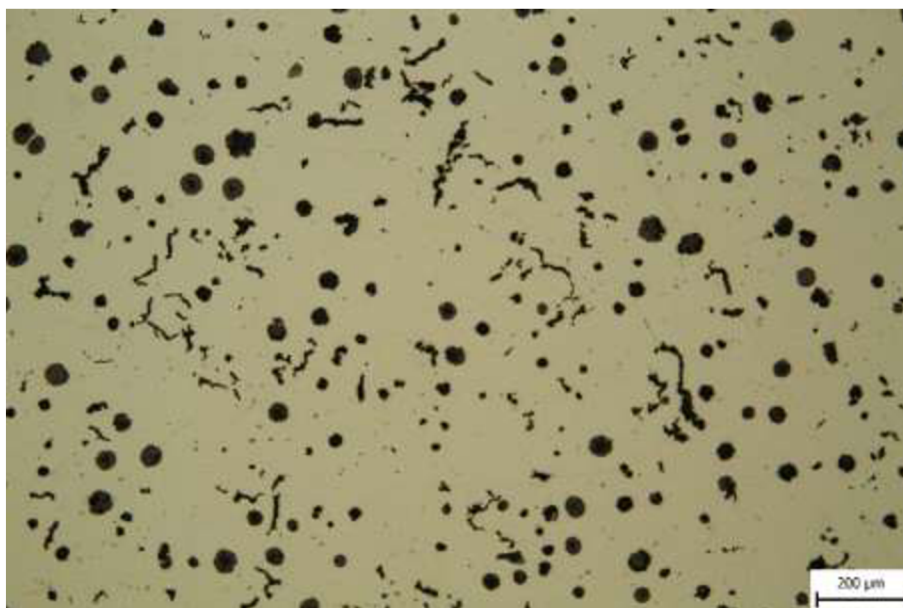
7.5.2 Metalografické výbrusy z bloků z tavby 2

Obr. 65 reprezentuje strukturu grafitu v tělese T2-Y75-L. Na snímku lze vidět, že pravidelně kuličkový grafit tvoří 60 % struktury, nepravidelně kuličkový grafit tvoří 5 % a vermikulární grafit tvoří 35 % struktury. Grafit je rovnoměrně rozložený. Kuličky grafitu odpovídají velikosti 6 až 7.



Obr. 65 Výbrus T2-Y75-M1 odpovídající tělesu T2-Y75-L. Původní zvětšení: 100x.

Reprezentace mikrostruktury tělesa Y2-100-L je uvedena na **obr. 66**. 60 % vyloučeného grafitu tvoří pravidelně kuličkový grafit, 10 % tvoří nepravidelně kuličkový grafit a zbylých 30 % je tvořeno vermikulárním grafitem. Kuličky grafitu jsou velikosti 6 až 7. Grafit je rovnoměrně rozložený.



Obr. 66 Výbrus T2-Y100-M1 odpovídající tělesu T2-Y100-L. Původní zvětšení: 100x.

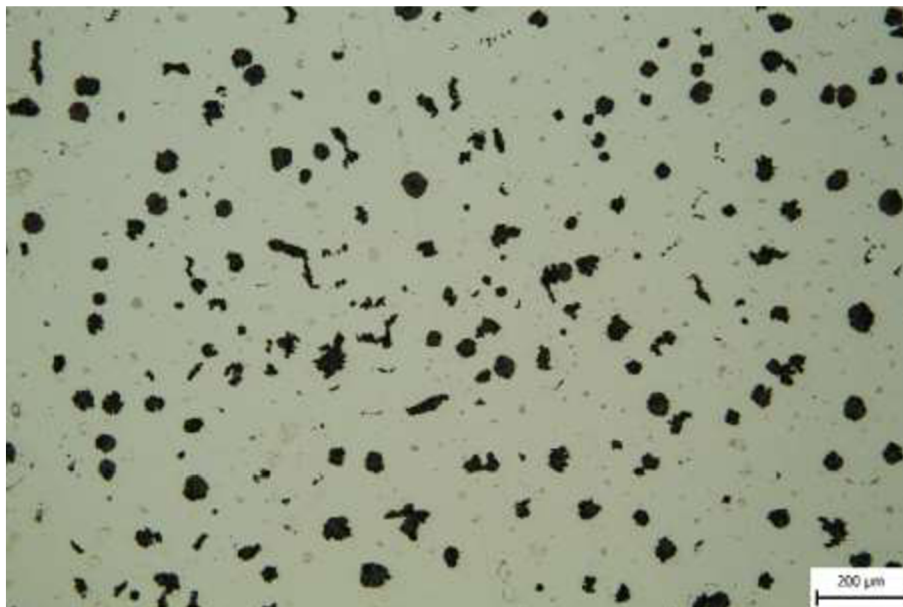
Na výbrusu T2-Y100-M3 viz **obr. 67** je uvedena mikrostruktura z tepelné osy bloku Y100. Snímek byl pořízen při padesátinásobném zvětšení. Uvedený snímek měl nejvyšší pravděpodobnost výskytu chunky grafitu, jelikož v těchto místech kov tuhnul přibližně 45 minut (více v **kap.7.3**) a litina v tavbě č.2 obsahovala 4,5 % Si.



Obr. 67 Výbrus vzorku T2-Y100-M3 odpovídající zkušebním tělesům T2-Y100-M a T2-Y100-R. Původní zvětšení: 50x.

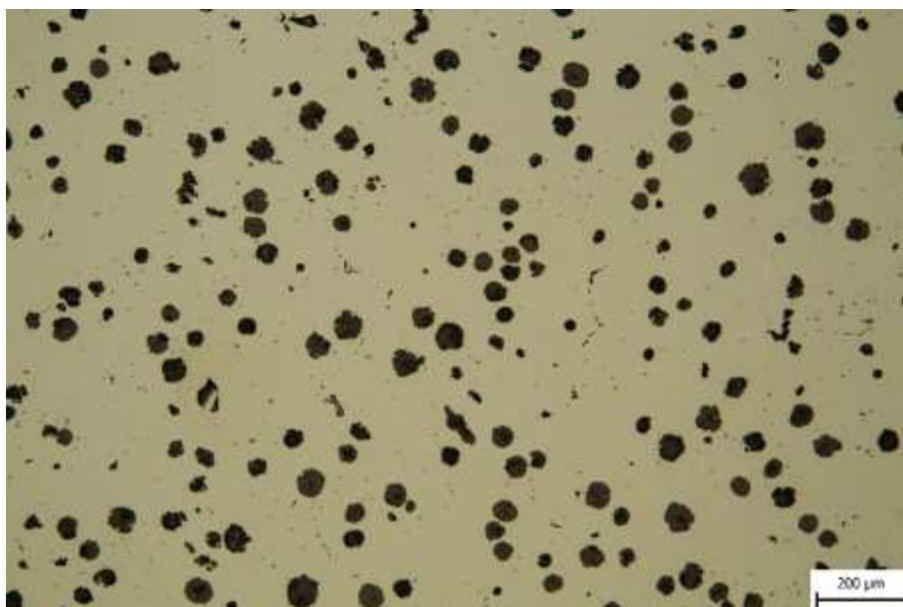
7.5.3 Metalografické výbrusy z bloků z tavby 3

Metalografický výbrus vzorku T3-Y100-M2 je uveden na **obr. 68**. Uvedená mikrostruktura odpovídá zkušebnímu tělesu T3-Y100-M. 85 % vyloučeného grafitu tvoří pravidelně kuličkový grafit, 5 % tvoří nepravidelně kuličkový grafit a zbylých 10 % je tvořeno vermikulárním grafitem. Kuličky grafitu jsou velikosti 6 až 7. Grafit je rovnoměrně rozložený.



Obr. 68 Výbrus T3-Y100-M2 odpovídající zkušebnímu tělesu T3-Y100-M. Původní zvětšení: 100x.

Metalografický výbrus vzorku T3-Y100-M3 je uveden na **obr. 69**. 90 % vyloučeného grafitu tvoří pravidelně kuličkový grafit, 5 % tvoří nepravidelně kuličkový grafit a zbylých 5 % je tvořeno vermikulárním grafitem. Kuličky grafitu jsou velikosti 6 až 7. Grafit je rovnoměrně rozložený.



Obr. 69 Výbrus T3-Y100-M3 pořízený 50 od stěny odlitku Y100. Původní zvětšení: 100x.

7.6 Výsledky obrazové analýzy

Z metalografických vzorků z odlitků K160 byla provedena obrazová analýza. Snímky byly pořízeny na mikroskopu Axio Imager A1m / Zeiss a vyhodnocení obrazové analýzy bylo provedeno pomocí softwaru dhs-picturedatabase V14 / Dietermann & Heuser Solutions.

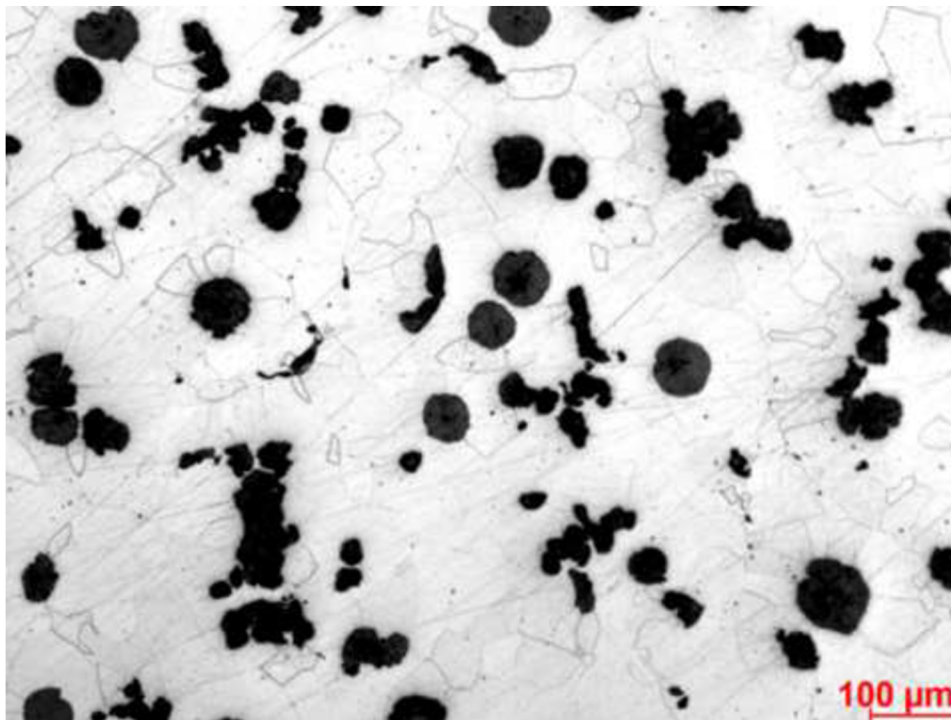
Pro obrazovou analýzu byly nafoceny 4 snímky pro každý jeden metalografický vzorek. V **tab. 24**, **tab. 25** a **tab. 26** jsou uvedeny pouze aritmetické průměry výsledných hodnot. Vzorky byly vyhodnocovány při stonásobném zvětšení. Leptání bylo provedeno pomocí 1% HNO₃. Limitace obrazové analýzy jsou takové, že uvedený software nedokáže odlišit vermikulární a chunky grafit. Proto je v tabulce uveden pouze součet vermikulárního a chunky grafitu.

Tab. 24 Výsledky obrazové analýzy vzorků z bloku T1-K160.

	Vzorek	T1-1	T1-2	T1-3	T1-4
	Kategorie	0 - 20 mm	20 – 40 mm	40 – 60 mm	60 – 80 mm
Rozložení velikosti kuliček [%]	3	-	-	5	-
	4	18	25	10	5
	5	33	48	40	26
	6	43	22	40	43
	7	5	4	4	19
	8	1	1	1	7
Nodularita [%]	III	20	28	23	22
	V / VI	80	72	77	78
Tvar grafitu [%] (dle ISO 945)	Pravidelně kuličkový	45	39	49	35
	Nepřavidelně kuličkový	13	13	9	14
	Chunky	42	48	42	51

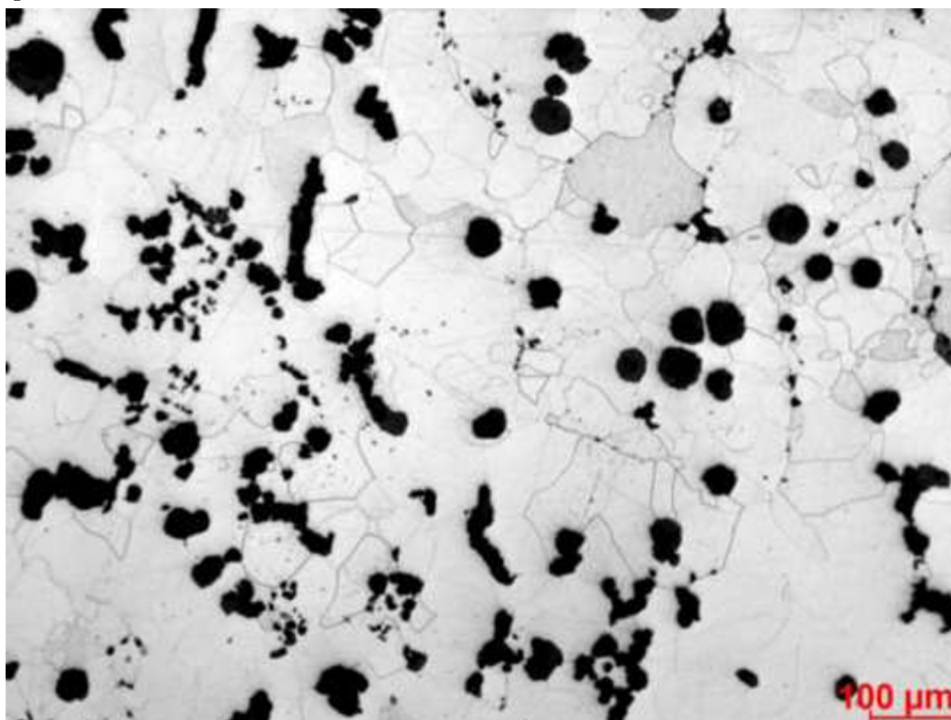
Z výsledků obrazové analýzy pro odlitek T1-K160 (Si = 3,97 %) z **tab. 24** vyplývá, že většina kuličkového grafitu byla vyloučena ve třídě velikosti 5 a 6 (přibližně 70 %). Zvláštní je, že u vzorku T1-4 byly nalezeny podíly menších kuliček, než v místech blíže ke stěně. Velikost kuliček se však s přibývajícím dobou tuhnutí výrazně nemění. Nodularita se pohybuje okolo hodnoty 75 % napříč tloušťkou stěny. Chunky grafit tvoří přibližně 45 % struktury grafitu napříč tloušťkou odlitku. U výbrusu T1-M1 na **obr. 70** lze vidět útvary grafitu, které by mohly být červíky a skutečný obsah chunky grafitu by tak mohl být nižší. Z naměřených hodnot vyplývá, že nedochází k výrazným změnám v mikrostruktuře napříč tloušťkou odlitku.

Na **obr. 70** je uveden metalografický výbrus T1-K160-M1, který byl odebrán poblíž stěny bloku K160. Chunky grafit tvoří 54% podíl grafitu. Nepravidelně kuličkový grafit činí 15 % a pravidelně kuličkový grafit činí 31 % struktury grafitu. Kovová matrice je plně feritická.



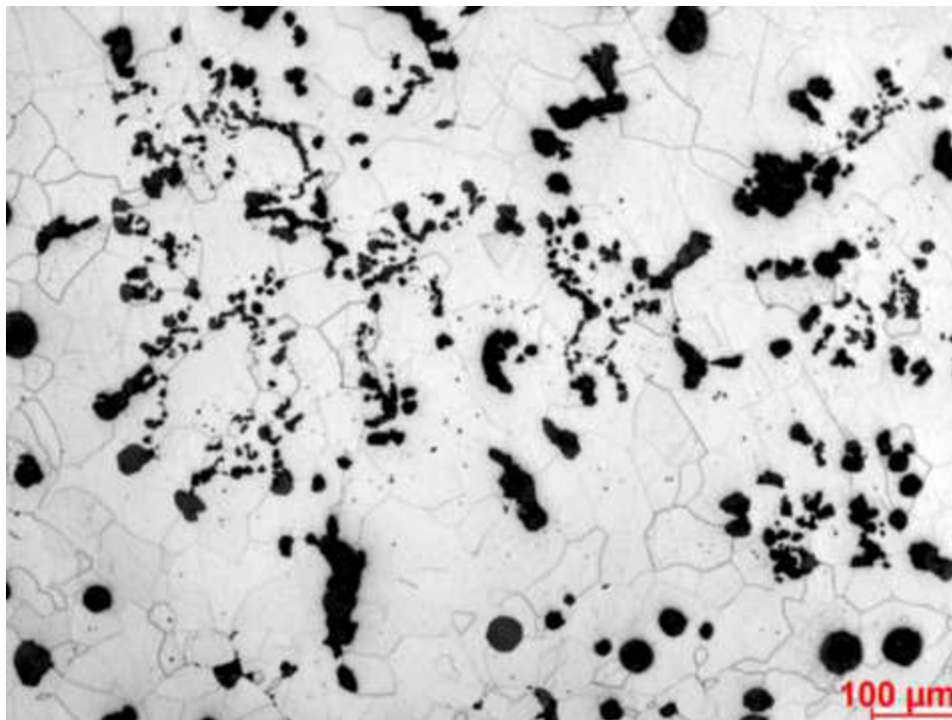
Obr. 70 Výbrus vzorku T1-K160-M1. Původní zvětšení: 100x.

Na **obr. 71** je uveden metalografický výbrus T1-K160-M3, který byl odebrán v hloubce přibližně 50 mm od stěny odlitku K160. Chunky grafit tvoří 55% podíl grafitu. Nepravidelně kuličkový grafit činí 14 % a pravidelně kuličkový grafit činí 31 % struktury grafitu. Kovová matrice je plně feritická.



Obr. 71 Výbrus vzorku T1-K160-M3. Původní zvětšení: 100x.

Na **obr. 72** je uveden metalografický výbrus T1-K160-M4, který byl odebrán z geometrického středu bloku K160. Chunky grafit tvoří 60% podíl grafitu. Nepravidelně kuličkový grafit činí 12 % a pravidelně kuličkový grafit činí 28 % struktury grafitu. Kovová matrice je plně feritická.



Obr. 72 Výbrus vzorku T1-K160-M4. Původní zvětšení: 100x.

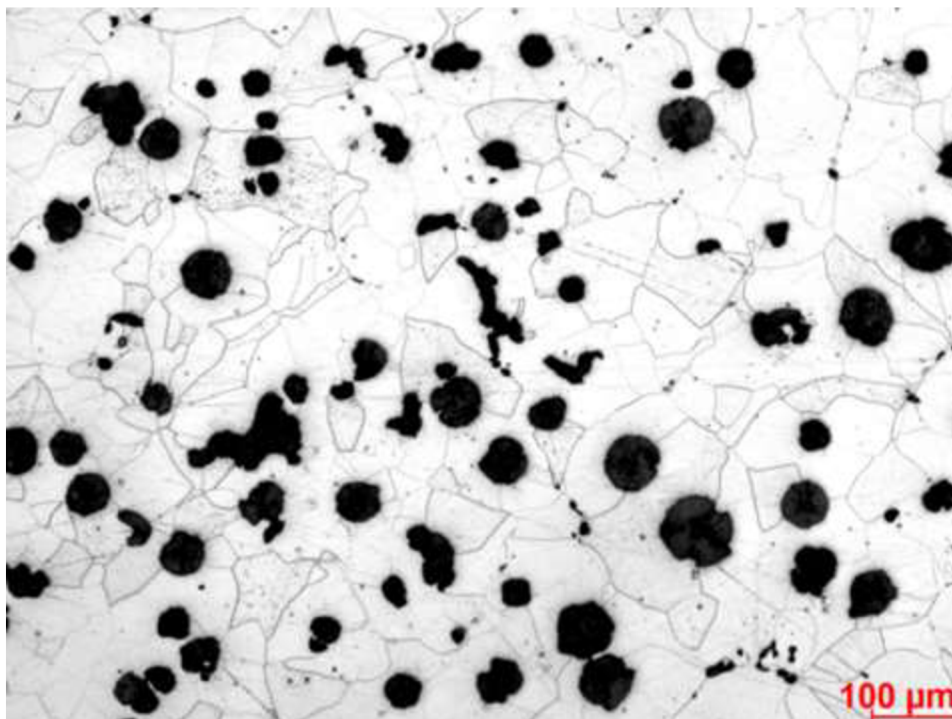
Z výsledků obrazové analýzy pro odlitek T2-K160 (Si = 4,49 %) z **tab. 25** vyplývá, že většina kuličkového grafitu byla vyloučena ve třídě velikosti 5, 6 a 7 (přibližně 90 %). Velikost kuliček se s přibývajícím dobou tuhnutí výrazně nemění, pouze u vzorku T2-1 mají kuličky grafitu nejvyšší podíl velikosti 5, jenž tvoří téměř 50 % celé struktury grafitu v tomto vzorku. Nodularita se pohybuje okolo hodnoty 85 % ve vzdálenosti 20 až 80 mm od stěny. V tloušťce 0 až 20 mm je nodularita 95 %. Chunky grafit tvoří přibližně 35 % struktury grafitu v tloušťce 20 až 80 mm od stěny odlitku. V tloušťce 0 až 20 mm se vyskytuje 13 % chunky grafitu. Z naměřených hodnot vyplývá, že dochází ke změnám struktury grafitu přibližně v hloubce 20 mm pod povrchem odlitku.

I přes to, že má slitina z tavby č.2 nejvíce Si (4,49 %), tak v bloku T3-K160 bylo pomocí obrazové analýzy naměřen nejnižší podíl chunky grafitu ze všech litin. Tento výsledek však mohl být ovlivněn obsahem vermikulárního grafitu, který by obrazová analýza vyhodnotila jako chunky grafit.

obr 25 Výsledky obrazové analýzy vzorků z bloku T2-K160.

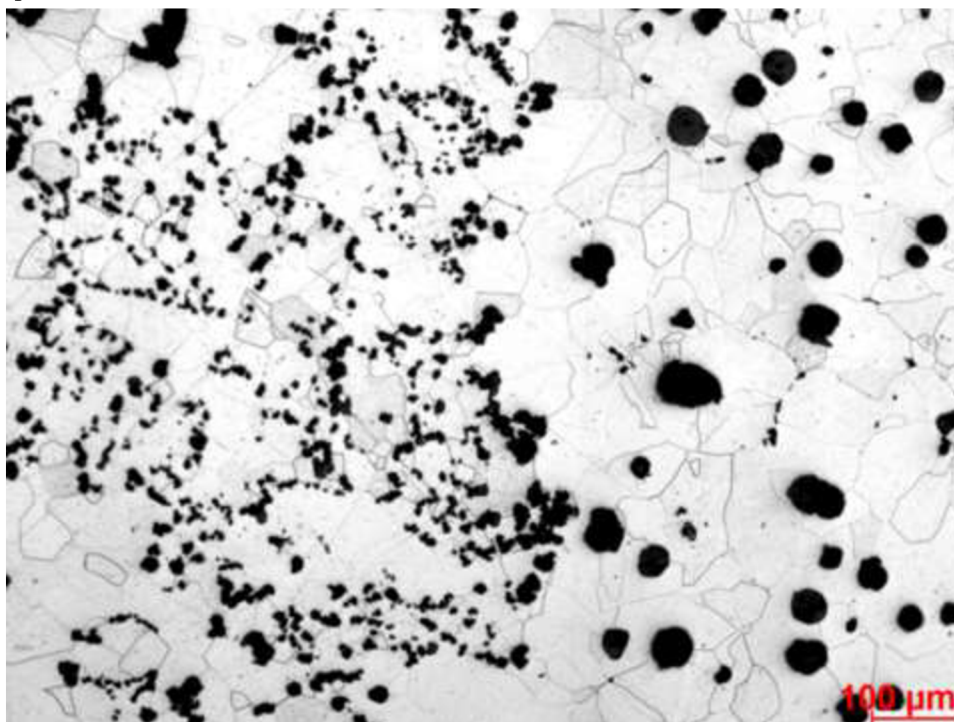
	Vzorek	T2-1	T2-2	T2-3	T2-4
	Kategorie	0 – 20 mm	20 – 40 mm	40 – 60 mm	60 – 80 mm
Rozložení velikosti kuliček [%]	3	-	-	-	-
	4	2	1	-	-
	5	49	17	22	21
	6	45	50	51	57
	7	3	23	21	17
	8	1	9	6	5
Nodularita [%]	III	5	16	19	12
	V / VI	95	84	81	88
Tvar grafitu [%] (dle ISO 945)	Pravidelně kuličkový	78	47	46	55
	Nepravidelně kuličkový	9	14	16	12
	Chunky	13	39	38	33

Na obr. 73 je uveden metalografický výbrus T2-K160-M1, který byl odebrán poblíž stěny bloku K160. Chunky grafit tvoří 8% podíl grafitu. Nepravidelně kuličkový grafit činí 10 % a pravidelně kuličkový grafit činí 82 % struktury grafitu. Kovová matrice je plně feritická.



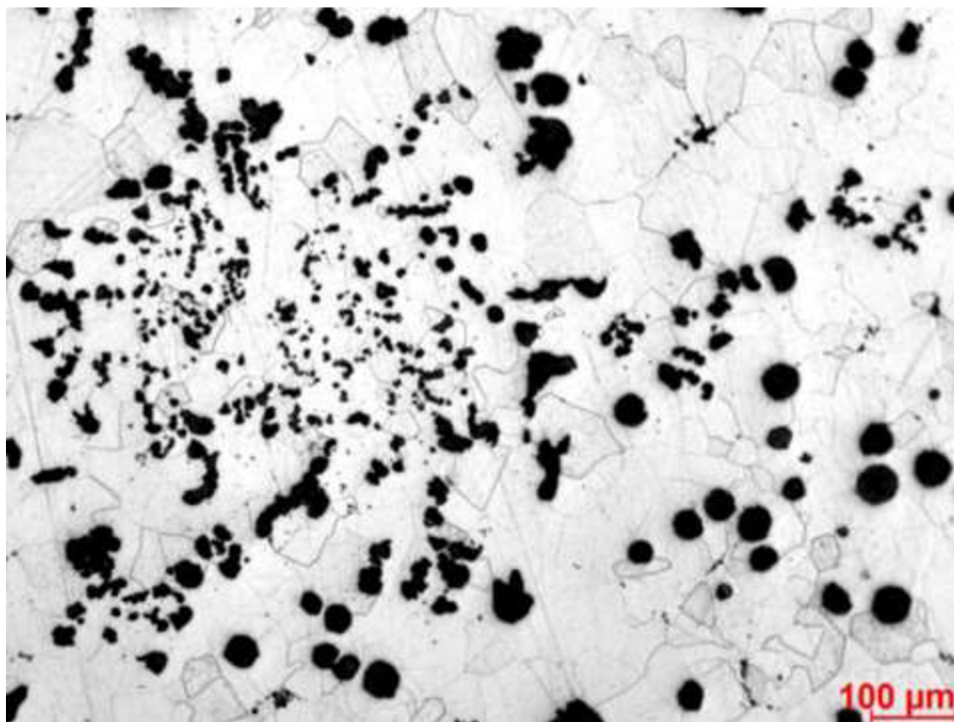
Obr. 73 Výbrus vzorku T2-K160-M1. Původní zvětšení: 100x.

Na **obr. 74** je uveden snímek z metalografického výbrusu T2-K160-M2, který byl vyfocen přibližně 35 mm od stěny odlitku. Chunky grafit tvoří 49% podíl grafitu. Nepravidelně kuličkový grafit činí 15 % a pravidelně kuličkový grafit činí 36 % struktury grafitu. Kovová matrice je plně feritická.



Obr. 74 Výbrus vzorku T2-K160-M2. Původní zvětšení: 100x.

Na **obr. 75** je uveden snímek z metalografického výbrusu T2-K160-M4, který byl odebrán z geometrického středu odlitku K160. Chunky grafit tvoří 44% podíl grafitu. Nepravidelně kuličkový grafit činí 10 % a pravidelně kuličkový grafit činí 46 % struktury grafitu. Kovová matrice je plně feritická.



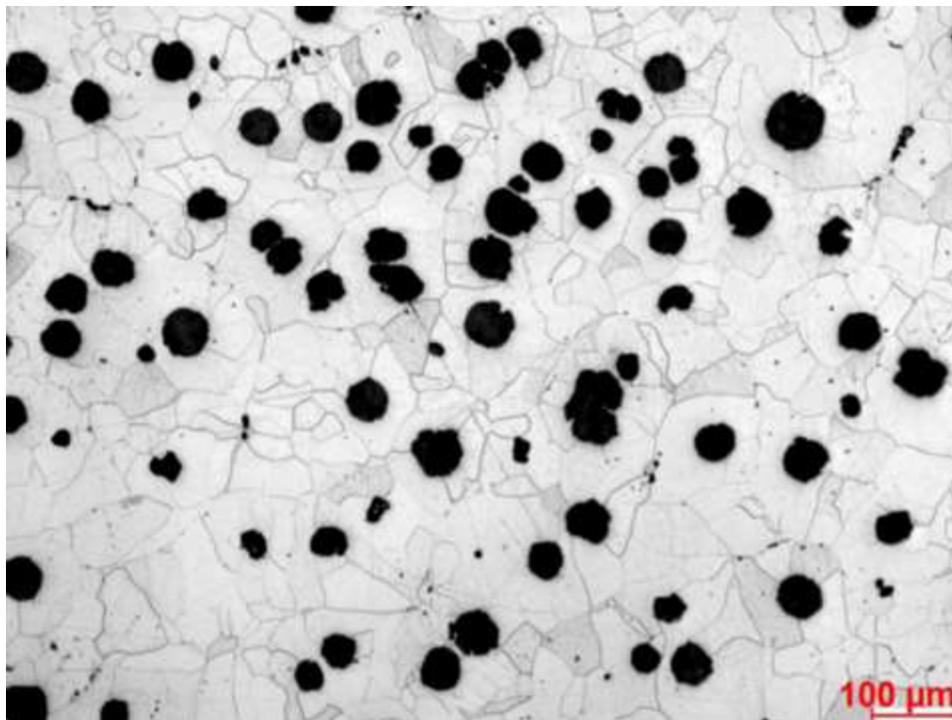
Obr. 75 Výbrus vzorku T2-K160-M4. Původní zvětšení: 100x

Tab. 26 Výsledky obrazové analýzy vzorků z bloku T3-K160

	Vzorek	T3-1	T3-2	T3-3	T3-4
	Kategorie	0 – 20 mm	20 – 40 mm	40 – 60 mm	60 – 80 mm
Rozložení velikosti kuliček [%]	3	-	-	-	-
	4	1	2	5	1
	5	16	21	26	19
	6	67	48	49	50
	7	14	22	16	24
	8	2	7	4	6
Nodularita [%]	III	7	23	27	20
	V / VI	93	77	73	80
Tvar grafitu [%] (dle ISO 945)	Pravidelně kuličkový	78	39	39	46
	Nepravidelně kuličkový	6	13	13	14
	Chunky	16	48	48	40

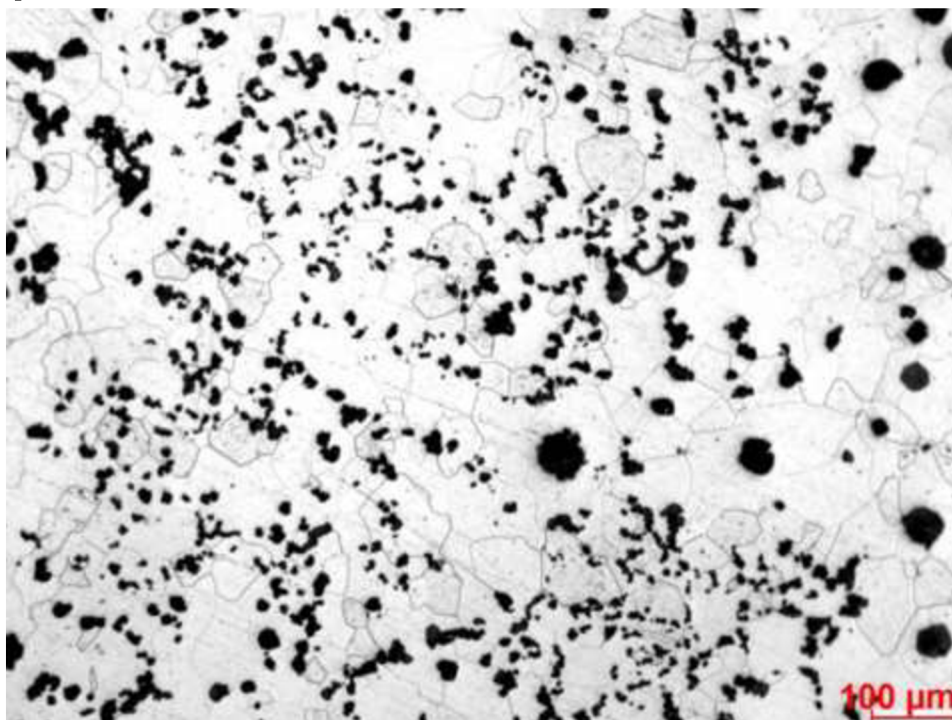
Z výsledků obrazové analýzy pro odlitek T3-K160 (Si = 4,10 %) z **tab. 26** vyplývá, že většina kuličkového grafitu byla vyloučena ve třídě velikosti 5, 6 a 7 (přibližně 90 %). Velikost kuliček se s přibývajícím dobou tuhnutí výrazně nemění, pouze u vzorku T3-1 mají kuličky grafitu nejvyšší podíl velikosti 6, jenž tvoří téměř 70 % celé struktury grafitu v tomto vzorku. Nodularita se pohybuje okolo hodnoty 75 % ve vzdálenosti 20 až 80 mm od stěny. V tloušťce 0 až 20 mm je nodularita 93 %. Chunky grafit tvoří přibližně 45 % struktury grafitu v tloušťce 20 až 80 mm od stěny odlitku. V tloušťce 0 až 20 mm se vyskytuje 16 % chunky grafitu. Z naměřených hodnot vyplývá, že dochází ke změnám struktury grafitu přibližně v hloubce 20 mm pod povrchem odlitku.

Na **obr. 76** je uveden metalografický výbrus T3-K160-M1, který byl odebrán poblíž stěny bloku K160. Chunky grafit tvoří 4,9% podíl grafitu. Nepravidelně kuličkový grafit činí 6 % a pravidelně kuličkový grafit činí 89,1 % struktury grafitu. Kovová matrice je plně feritická.



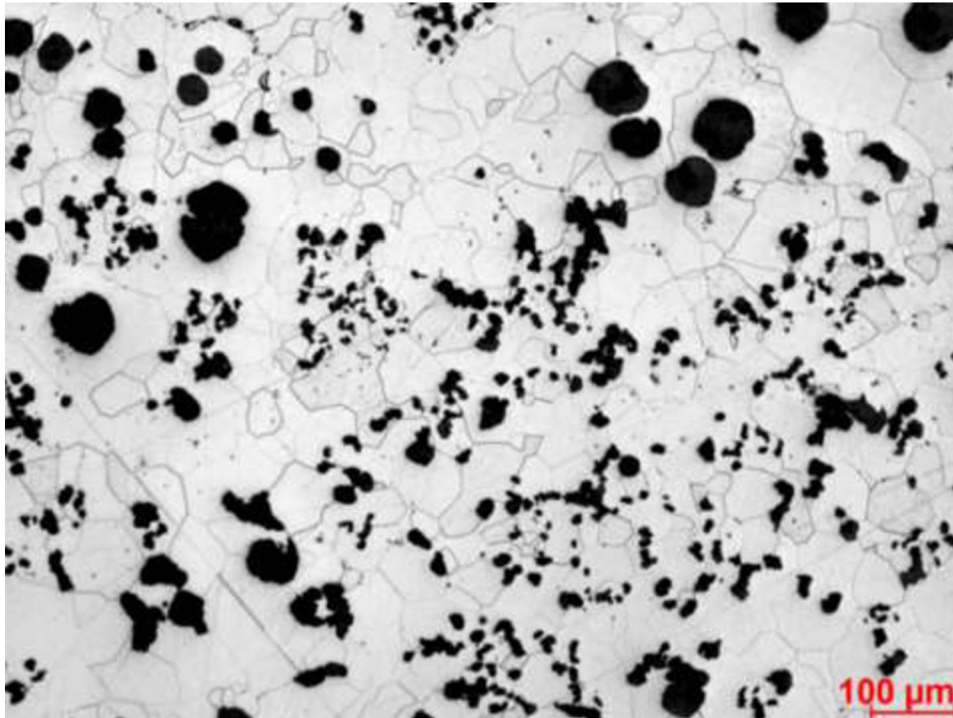
Obr. 76 Výbrus vzorku T3-K160-M1. Původní zvětšení: 100x

Na **obr. 77** je uveden snímek z metalografického výbrusu T3-K160-M2, který byl odebrán přibližně 35 mm od stěny bloku K160. Chunky grafit tvoří 59% podíl grafitu. Nepravidelně kuličkový grafit činí 15 % a pravidelně kuličkový grafit tvoří 26 % struktury grafitu. Kovová matrice je plně feritická.



Obr. 77 Výbrus vzorku T3-K160-M2. Původní zvětšení: 100x

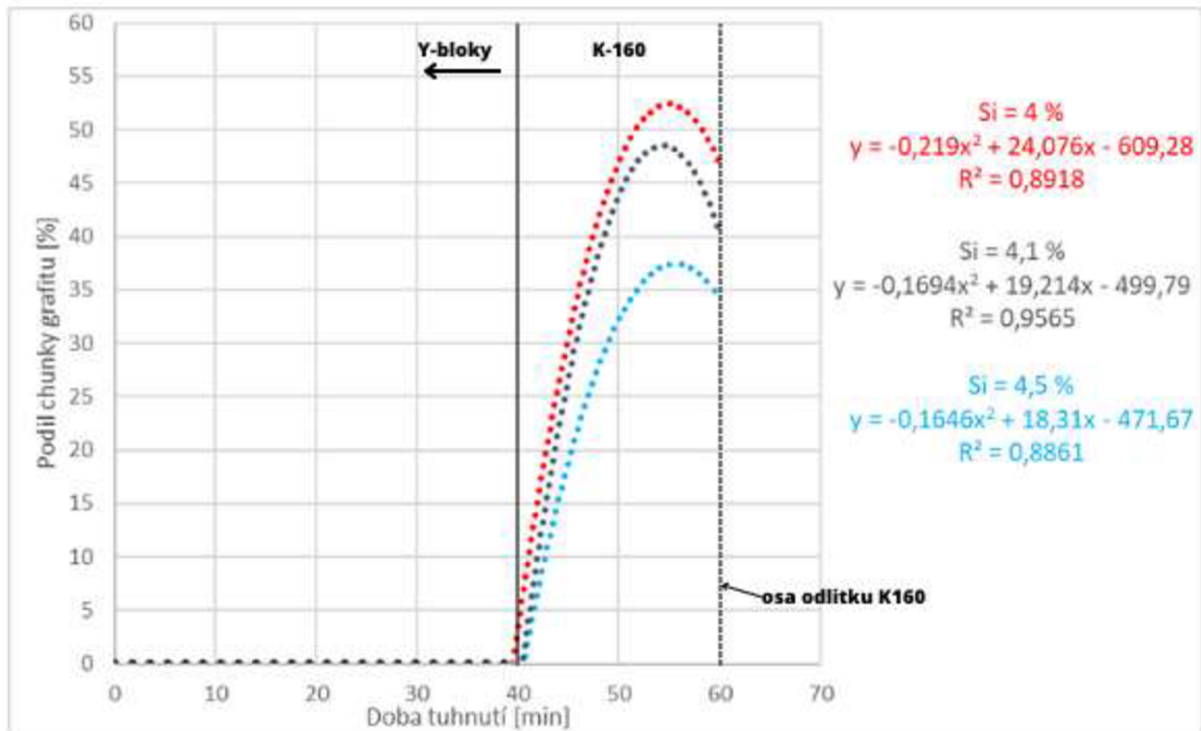
Na **obr. 78** je uveden snímek z metalografického výbrusu T3-K160-M4, který byl odebrán geometrického středu bloku K160. Chunky grafit tvoří 41% podíl grafitu. Nepravidelně kuličkový grafit činí 18 % a pravidelně kuličkový grafit činí 41 % struktury grafitu. Kovová matrice je plně feritická.



Obr. 78 Výbrus vzorku T3-K160-M4. Původní zvětšení: 100x

Po naměření obsahu chunky grafitu pomocí obrazové analýzy byly střední hodnoty daných výsledků zadány do grafu na **obr. 79**. Tyto hodnoty byly proloženy polynommem druhého stupně. Kritická hodnota pro 5 vstupních hodnot a hladinu významnosti $\alpha = 0,05$ je $R_{krit} = 0,811$. Všechny křivky byly na hladině významnosti $\alpha = 0,05$ statisticky významné.

Z výsledků vyplývá, že nejvyšší podíl chunky grafitu byl v materiálu z tavby č.1, který obsahoval 4 % Si. Naopak nejmenší podíl chunky grafitu ve struktuře bylo v materiálu z tavby č.2, který obsahoval 4,5 % Si. Nejvyšší střední hodnota podílu chunky grafitu byla naměřena na metalografickém výbrusu z tepelné osy bloku z tavby č.1, tento podíl činil 51 %.



Obr. 79 Závislost podílu chunky grafitu na rychlosti ochlazování pro všechny tavby.

ZÁVĚR

Cílem této práce bylo provést literární rozbor problematiky výroby odlitků z litiny s kuličkovým grafitem se zvýšeným obsahem křemíku z pohledu jejich mechanických a technologických vlastností, chemického složení a struktury. V první části byly popsány nukleační zárodky grafitu a jeho následná nukleace. Dále byly rozebrány litiny se zvýšeným obsahem křemíku, jejich mechanické a technologické vlastnosti a tendence k vylučování chunky grafitu v jejich struktuře. Ve spojení s touto degenerovanou formou grafitu byl popsán vliv chemického složení a doby ochlazování na její tvorbu.

V práci byl proveden experiment, jehož součástí bylo odlití litiny s kuličkovým grafitem s obsahem křemíku v koncentraci v rozmezí 4,0 až 4,5 hmot. %. V rámci experimentu byly navrženy odlitky, ze kterých byly následně odebrány zkušební vzorky pro zkoušku tahem, metalografické výbrusy a obrazovou analýzu. Zvolené odlitky byly zkušební Y-bloky tloušťky 25, 50, 75 a 100 mm a krychle o hraně 160 mm.

V rámci experimentu byly provedeny 3 tavby, kde do každé z nich bylo přidáno různé množství křemíku z důvodu, možností pozorovat vliv jeho obsahu na mechanické vlastnosti a množství vyloučeného chunky grafitu. Materiál č.1 obsahoval 4 % Si, materiál č.2 obsahoval 4,5 % Si a materiál č. 3 obsahoval 4,1 % Si. Aby byl vyloučen vliv kovů vzácných zemin, byl použit modifikátor i očkovač, které tyto prvky neobsahovaly. Koncentrace kovů vzácných zemin byla ve všech materiálech nižší, než byla hodnota rozlišovací schopnosti spektrálního analyzátoru.

Za účelem zjištění doby tuhnutí kovu v pozorovaných částech byly naměřeny průběhy teplot kovu a formovací směsi. Tyto údaje byly použity pro inverzní simulaci, pomocí níž byly stanoveny termofyzikální parametry kovu a formovací směsi.

Mechanické vlastnosti materiálů byly posuzovány na základě tahových zkoušek provedených za pokojové teploty. Celkově bylo přetřháno 33 zkušebních těles. Střední hodnoty R_m , $R_{p0,2}$ a A byly vyneseny do grafů uvedených na **obr. 58**, **obr. 59** a **obr. 60**. Všechny naměřené meze pevnosti i kluzu splňovaly požadavky normy ČSN EN 1563:2018 pro materiál EN-GJS 500-14. Materiál obsahující 4,5 % Si dosáhl nejvyšších hodnot R_m a $R_{p0,2}$, avšak nejnižších tažností krom bloku Y100. Výsledky mechanických vlastností byly v některých případech ovlivněny degradací kuličkového grafitu vlivem odeznění modifikačního účinku viz **obr. 63**. To mohlo být způsobeno nedostatečným očkováním nebo reakcemi mezi kovem a formovací směsí, popřípadě její vlhkostí. Tato degradace nebyla v této práci více rozebírána.

Materiál se 4 % Si (T1) vykazoval nejprudší pokles R_m i $R_{p0,2}$ s přibývajícím tloušťkou stěny. Rozdíl středních hodnot R_m mezi blokem Y25 a odlitkem K160 činil 50 MPa, tedy přibližně 9 %. Pokles středních hodnot $R_{p0,2}$ mezi blokem Y25 a odlitkem K160 činil 25 MPa, tedy přibližně 6 %.

Materiál se 4,5 % Si (T2) pokles hodnot R_m mezi blokem Y25 a odlitkem K160 přibližně 20 MPa. Tato ztráta činila přibližně 4 %. $R_{p0,2}$ nevykazovala významný pokles.

Materiál se 4,1 % Si (T3) s rostoucí tloušťkou odlitku nevykazoval významný pokles z hlediska R_m a $R_{p0,2}$.

Tažnost se ukázala být závislá na více proměnných, než je tloušťka stěny. Naměřená tažnost v tělesech z odlitků K160 vyšla pro materiál č.1 (Si = 4 %) $A = 11,8$ %; materiál č.2 (Si = 4,5 %) $A = 10,1$ % a materiál č.3 (Si = 4,1 %) $A = 11,7$ %. Tyto výsledné hodnoty jsou překvapivé, jelikož tažnost ve struktuře obsahující vysoké podíly chunky grafitu bývá v jiných literaturách na hodnotě okolo 3 %. [43; 46].

Mikrostruktura byla vyhodnocena pomocí světelné mikroskopie. V rámci experimentu bylo zhotoveno 50 metalografických výbrusů, na kterých byl pozorován převážně výskyt chunky grafitu. V Y-blocích nebyl chunky grafit nalezen. V porovnání s literaturou [52], jsou tyto výsledky překvapivé, jelikož v jejich experimentu byla odlita litina se 4,5 % Si a chunky grafit byl nalezen v tloušťce stěny 25 mm.

V odlitcích krychlí K160 byl nalezen chunky grafit. Metalografické výbrusy z těchto odlitků byly podrobeny obrazové analýze. Výsledky obrazové analýzy jsou uvedeny v **tab. 24**, **tab. 25** a **tab. 26**. Výsledné střední hodnoty obsahu chunky grafitu byly uvedeny v závislosti na době tuhnutí znázorněné v grafu na **obr. 79**. Porovnáním metalografických výbrusů a dob tuhnutí odlitků získaných pomocí simulací bylo zjištěno, že k vyloučení chunky grafitu v krychlových odlitcích došlo při době tuhnutí v rozmezí 44 až 64 minut, zatímco u bloků Y100 nebyl nalezen žádný chunky grafit v místech, kde tavenina tuhla až 49 minut. To by mohlo znamenat, že i tvar odlitku může hrát roli, při vylučování chunky grafitu. Pravděpodobná příčina by mohla být segregace, která je ovlivněna různým tvarem izolikvid. Dále z tohoto grafu vyplynulo, že nejnižší podíl chunky grafitu byl nalezen v litině s obsahem 4,5 % Si a nejvíce ho bylo vyloučeno v litině se 4 % Si.

Litiny s kuličkovým grafitem se zvýšeným obsahem křemíku jsou velice zajímavým materiálem, který nahrazuje konvenční litiny s kuličkovým grafitem ve výrobě tenkostěnných odlitků. Aplikace tohoto materiálu je limitována tloušťkou stěn, protože má zvýšenou náchylnost na tvorbu chunky grafitu. Nicméně použitím modifikátorů a očkovaadel bez obsahu kovů vzácných zemin lze výskyt této vady a její následky signifikantně potlačit, jak dokazuje tato diplomová práce.

SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

- [1] D.M., Stefanescu, *Alonso G. a Suarez R. Recent Developments in Understanding Nucleation and Crystallization of Spheroidal Graphite in Iron-Carbon-Silicon Alloys. Metals* [online]. 2020, **10**(4) [cit. 2023-02-01]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.3390/met10020221>
- [2] JINGJING, Quing, Lekakh SIMON, Xu MINGZHI a Field DANIEL. Formation of complex nuclei in graphite nodules of cast iron. *Carbon* [online]. 171, 276-288 [cit. 2023-02-01]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.carbon.2020.08.022>
- [3] DHINDAW, B. a J. VERHOEVEN. Nodular graphite formation in vacuum melted high purity Fe-C-Si alloys. *Metallurgical Transactions A*. 1980, 11(6), 1049-1057. ISSN 1543-1940. Dostupné z: doi:10.1007/BF02654719
- [4] ALONSO MOLLEDO, Gorka. Nucleation and Growth of Graphite in Cast Iron [online]. BRAȘOV, 2019 [cit. 2023-02-01]. Dostupné z: https://www.unitbv.ro/documente/cercetare/doctorat-postdoctorat/sustinere-teza/2019/gorka-alonso/14.1.Rezumat_Gorka_EN_A.pdf. Disertace. Transilvania University of Brasov. Vedoucí práce Aurel CRIȘAN.
- [5] CHÝLKOVÁ, Adéla. Struktura a mechanické vlastnosti tenkostěnných odlitků z litiny s kuličkovým grafitem. Brno, 2022. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Jaromír Roučka.
- [6] T., Skaland, Grong Ø. a Grong T. A Model for the Graphite Formation in Ductile Cast Iron: Part I. Inoculation Mechanisms. *Metallurgical and Materials Transactions A* [online]. 1993, **24**, 2321-2345 [cit. 2023-02-01]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1007/BF02648605>
- [7] BOYLES, A. The Structure of Cast Iron. In: ASM: Metals Park. OH, 1947.
- [8] Epitaxy. In: *Wikipedia: the free encyclopedia* [online]. San Francisco (CA): Wikimedia Foundation, 2001 [cit. 2023-01-24]. Dostupné z: <https://en.wikipedia.org/wiki/Epitaxy>
- [9] EASH, J.T. In: AFS Trans. 49. 1941, s. 887-906.
- [10] FEEST, G.A., G. MCHUGH, D.O. MORTON, L.S. WELCH a I.A. COOK. Proc. Sol. Tech. in the Foundry and Casthouse. In: The Metals Society. London, 1983, s. 232-239.
- [11] MUHMOND, Haji Muhammad. On the Inoculation and Graphite Morphologies of Cast Iron [online]. Stockholm, Sweden, 2014 [cit. 2023-02-01]. Dostupné z: <https://www.diva-portal.org/smash/get/diva2:761657/FULLTEXT01.pdf>. Disertace. KTH Royal Institute of Technology.
- [12] FREDRIKSSON, H. In: *Mater. Sci. Eng.* 65. 1984, s. 137-144.
- [13] LUX, B. In: *Modern Casting*. 45. 1964, s. 222-232.
- [14] DHINDAW, B. a J.D. VERHOEVEN. In: *Metall. Trans. A.* 11A. 1980, s. 1049-57.
- [15] LEKAKH, S., V. RICHARDS a K. PEASLEE. *Thermo-Chemistry of Non-Metallic Inclusions in Ductile Iron. International Journal of Metalcasting*. 2009, **3**(4), 25-37. ISSN 2163-3193. Dostupné z: doi:10.1007/BF03355456
- [16] LALICH, M.J. a J.R. HITCHINGS. In: AFS Trans. 84. 1976, s. 653-64.
- [17] ALONSO, G., P. LARRAÑAGA, D. STEFANESCU, E. DE LA FUENTE, A. NATXIONDO a R. SUAREZ. *Kinetics of Nucleation and Growth of Graphite at Different Stages of Solidification for Spheroidal Graphite Iron. International Journal of Metalcasting*. 2017, 11(1), 14-26. ISSN 2163-3193. Dostupné z: doi:10.1007/s40962-016-0094-7

-
- [18] LATONA, M.C., H.W. KWON, J.F. WALLACE a J.D. VOSS. In: AFS Trans. 92. 1984, s. 881-906.
- [19] WARRICK, R.J. Spheroidal Graphite Nuclei in Rare Earth and Magnesium Inoculated Irons. AFS Cast Met. Res. J. 1966, (2), 97-108.
- [20] JACOBS, M.H., T.J. LAW, D.A. MELFORD a M.J. STOWELL. Basic Processes Controlling the Nucleation of Graphite Nodules in Chill *Cast Iron*. Met. Technol. 1974, (1), 490-500.
- [21] G., Alonso, Larrañaga P. a Stefanescu D.M. *Kinetics of Nucleation and Growth of Graphite at Different Stages of Solidification for Spheroidal Graphite Iron*. *Inter Metalcast* [online]. 2016, 11, 14-26 [cit. 2023-02-01]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1007/s40962-016-0094-7>
- [22] IGARASHI, Yoshio a Senri OKADA. *Observation and analysis of the nucleus of spheroidal graphite in magnesium-treated ductile iron*. *International Journal of Cast Metals Research*. Taylor & Francis, 1998, 11(2), 83-88. ISSN 1364-0461. Dostupné z: doi:10.1080/13640461.1998.11819261
- [23] ROUČKA, Jaromír. *Metalurgie litin*. 1. Brno: PC-DIR, 1998. Učební texty vysokých škol. ISBN 80-214-1263-1.
- [24] Graphite. In: Wikipedia: the free encyclopedia [online]. San Francisco (CA): Wikimedia Foundation, 2001 [cit. 2023-04-10]. Dostupné z: <https://en.wikipedia.org/w/index.php?title=Graphite&oldid=1149070787>
- [25] STEFANESCU, D.M., G. ALONSO, P. LARRAÑAGA, E. DE LA FUENTE a R. SUAREZ. *On the crystallization of graphite from liquid iron-carbon-silicon melts*. *Acta Materialia*. 2016, 107, 102-126. ISSN 1359-6454. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.01.047>
- [26] PATÁK, Daniel. *Modifikace grafitických litin a odeznívání modifikačního účinku*. Brno, 2021. Dostupné také z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zavprace/detail/132388..> Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Václav Kaňa.
- [27] ALAGARSAMY, Al. *Ductile iron handbook: Des Plaines*. III. American Foundrymen's Society, 1992. ISBN 08-743-3124-2.
- [28] STEFANESCU, Doru, Gorka ALONSO, Pello LARRAÑAGA a Ramon SUAREZ. *On the stable eutectic solidification of iron-carbon-silicon alloys*. *Acta Materialia*. 2016, 103, 103-114. ISSN 1359-6454. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.09.043>
- [29] Disclination. In: Wikipedia: the free encyclopedia [online]. San Francisco (CA): Wikimedia Foundation, 2001 [cit. 2023-05-13]. Dostupné z: <https://en.wikipedia.org/wiki/Disclination>
- [30] SOCIETY, American Foundry. 1.5.6 *Surface Adsorption Theory*. In: . American Foundry Society (AFS). ISBN 978-0-87433-124-0. Dostupné také z: <https://app.knovel.com/hotlink/pdf/id:kt011QRZ02/ductile-iron-handbook/surface-adsorption-theory>
- [31] LARRAÑAGA, P., I. ASENJO, J. SERTUCHA, R. SUAREZ, I. FERRER a J. LACAZE. *Effect of Antimony and Cerium on the Formation of Chunky Graphite during Solidification of Heavy-Section Castings of Near-Eutectic Spheroidal Graphite Irons*. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2009, 40(3), 654-661. ISSN 1543-1940. Dostupné z: doi:10.1007/s11661-008-9731-y
-

-
- [32] CAMPBELL, John. 6.5.9 Chunky Graphite (CHG). In: . Elsevier. ISBN 978-1-85617-809-9. Dostupné také z: <https://app.knovel.com/hotlink/pdf/id:kt00A9J5Z1/complete-casting-handbook/chunky-graphite-chg>
- [33] KÄLLBOM, Rikard, K. HAMBERG, M. WESSÉN a L.-E. BJÖRKEGREN. On the solidification sequence of ductile iron castings containing chunky graphite. *Materials Science and Engineering: A*. 2005, 413-414, 346-351. ISSN 0921-5093. Dostupné z: [doi:https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.210](https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.210)
- [34] ITOFUJI, Haruki a H. UCHIKAWA. *Formation mechanism of chunky graphite in heavy-section ductile cast irons*. AFS Trans. 1990, 98, 429-448.
- [35] BAUER, Branko, Ivana MIHALIC POKOPEC, Primož MRVAR a Mitja PETRIČ. *Influence of Chemical Composition and Cooling Rate on Chunky Graphite Formation in Thick-Walled Ductile Iron Castings*. International Journal of Metalcasting. 2022. ISSN 2163-3193. Dostupné z: [doi:10.1007/s40962-022-00913-7](https://doi.org/10.1007/s40962-022-00913-7)
- [36] ÅBERG, Lena Magnusson. *Graphite Morphology in Heavy Section Ductile Iron*. Transactions of the Indian Institute of Metals. 2015, 68(6), 1007-1011. ISSN 0975-1645. Dostupné z: [doi:10.1007/s12666-015-0635-4](https://doi.org/10.1007/s12666-015-0635-4)
- [37] KÄLLBOM, R., K. HAMBERG a L-E BJÖRKEGREN. *Chunky graphite in ductile iron castings* [online]. In: . Chalmers University of Technology, Sweden: Swedish Foundry Association [cit. 2023-04-12]. Dostupné z: [doi:http://www.iftabira.org/pdfs/184%20Chunky%20graphite.pdf](http://www.iftabira.org/pdfs/184%20Chunky%20graphite.pdf)
- [38] ZÁDĚRA, Antotnín a kol.VUT/SK/1/2022: *Analýza struktury odlitku hydraulického kladiva z tvárné litiny s vysokým obsahem křemíku*. Brno, 2022. Rešerše. VUT v Brně.
- [39] BAER, Wolfram. *Chunky Graphite in Ferritic Spheroidal Graphite Cast Iron: Formation, Prevention, Characterization, Impact on Properties: An Overview: Formation, Prevention, Characterization, Impact on Properties*. International Journal of Metalcasting. 2020, 14(2), 454-488. ISSN 2163-3193. Dostupné z: [doi:10.1007/s40962-019-00363-8](https://doi.org/10.1007/s40962-019-00363-8)
- [40] STETS, W., H. LÖBLICH a P. SCHUMACHER. *Solution Strengthened Ferritic Ductile Cast Iron Properties: Production and Application*. International Journal of Metalcasting [online]. 2015, (8), 35-40 [cit. 2023-03-07]. Dostupné z: [doi:https://doi.org/10.1007/BF03355580](https://doi.org/10.1007/BF03355580)
- [41] GAGNE, M. Heavy section ductile iron castings structure and properties. Doctoral dissertation.
- [42] SERTUCHA, Jon, Garikoitz ARTOLA, Urko DE LA TORRE a Jacques LACAZE. *Chunky Graphite in Low and High Silicon Spheroidal Graphite Cast Irons—Occurrence, Control and Effect on Mechanical Properties*. Materials [online]. 2020, 13(23) [cit. 2023-03-26]. ISSN 1996-1944. Dostupné z: [doi:10.3390/ma13235402](https://doi.org/10.3390/ma13235402)
- [43] KACZOROWSKI, Jakub, Karol JOZWIAK a Marco INNOCENTI. *Cast Iron Casing Cracking Due to Chunky Graphite Formation*. Journal of Failure Analysis and Prevention. 2013, 13(4), 445-450. ISSN 1864-1245. Dostupné z: [doi:10.1007/s11668-013-9693-2](https://doi.org/10.1007/s11668-013-9693-2)
- [44] ČSN EN 1563. ČSN EN 1563 - Slévárenství - Litina s kuličkovým grafitem. 2. Brusel: CEN, 2019.
- [45] BAUER, Branko, Ivana MIHALIC POKOPEC, Mitja PETRIČ a Primož MRVAR. *Prediction of chunky graphite in nodular cast iron on the base of numerical simulation and experimental data*. Archives of metallurgy and materials [online]. 2020, 65(1), 346-347 [cit. 2023-05-15]. Dostupné z: [doi:10.24425/amm.2020.131736](https://doi.org/10.24425/amm.2020.131736)
-

-
- [46] GONZÁLEZ-MARTÍNEZ, Rodolfo, Urko DE LA TORRE, Jacques LACAZE a Jon SERTUCHA. *Effects of high silicon contents on graphite morphology and room temperature mechanical properties of as-cast ferritic ductile cast irons: Part I – Microstructure*. *Materials Science and Engineering [online]*. 2018, (712), 794-802 [cit. 2023-02-25]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.050>
- [47] GONZÁLEZ-MARTÍNEZ, Rodolfo, Urko DE LA TORRE, André EBEL, Jacques LACAZE a Jon SERTUCHA. *Effects of high silicon contents on graphite morphology and room temperature mechanical properties of as-cast ferritic ductile cast irons.: Part II – Mechanical properties*. *Materials Science and Engineering [online]*. 2018, **712**, 803-811 [cit. 2023-03-01]. ISSN ISSN: 1873-4936. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.051>
- [48] GLAVAS, Z., A. STRKALJ a A. STOJAKOVIC. *The properties of silicon alloyed Ferritic ductile irons*. *METABK*. 2016, 55(3), 293-296. ISSN ISSN 0543-5846.
- [49] *Vliv zvýšeného obsahu křemíku na vlastnosti těžkých odlitků z EN-GJS*. In: ODEHNAL, J. a J. JAKUB. *Sborník přednášek z 51. slévárenských dnů: Blok B – Sekce metalurgie litin*. 1. Brno: Česká slévárenská společnost, 2014, s. 43 - 50. ISBN ISBN 978-80-02-02567-2.
- [50] RIPOSAN, Julian, Eduard STEFAN, Stelian STAN, Nicoleta ROXANA PANA a Mihai CHISAMERA. *Effects of Inoculation on Structure Characteristics of High Silicon Ductile Cast Irons in Thin Wall Castings*. *Metals [online]*. Bucharest, 2020, 108(1091) [cit. 2023-03-07]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.3390/met10081091>
- [51] FERRO, P., P. LAZZARIN a F. BERTO. *Fatigue properties of ductile cast iron containing chunky graphite*. *Materials Science and Engineering: A [online]*. 2012, (554), 122-128 [cit. 2023-02-26]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.06.024>
- [52] BAUER, Branko, Ivana MIHALIC POKOPEC, Mitja PETRIČ a Primož MRVAR. *Effect of Cooling Rate on Graphite Morphology and Mechanical Properties in High-Silicon Ductile Iron Castings*. *International Journal of Metalcasting*. 2020, 14(3), 809-815. ISSN 2163-3193. Dostupné z: doi:[10.1007/s40962-020-00432-3](https://doi.org/10.1007/s40962-020-00432-3)
- [53] Elkem Foundry Products: *Overview of alloying elements and their effects in ductile iron* [online]. Oslo: Foundry Gate, 2011 [cit. 2023-05-25]. Dostupné z: <https://old.foundrygate.com/upload/artigos/7ZmcrE9zgVGm6iKwHxeNNjbEdqt1.pdf>
- [54] DE LA TORRE, Urko, Jacques LACAZE a Jon SERTUCHA. *Chunky graphite formation in ductile cast irons: effect of silicon, carbon and rare earths*: *International Journal of Materials Research*. 2016, 107(11), 1041-1050. Dostupné z: doi:[doi:10.3139/146.111434](https://doi.org/10.3139/146.111434)
- [55] ALONSO, Gorka, Doru STEFANESCU, Edurne AGUADO a R. SUÁREZ. *The Role of Selenium on the Formation of Spheroidal Graphite in Cast Iron*. *Metals*. 2021, 11, 1600. Dostupné z: doi:[10.3390/met11101600](https://doi.org/10.3390/met11101600)
- [56] STEFANESCU, Doru, Roxana RUXANDA a L.P. DIX. *The Metallurgy and Tensile Mechanical Properties of Thin Wall Spheroidal Graphite Irons*. *International Journal of Cast Metals Research*. 2003, 16, 325-328. Dostupné z: doi:[10.1080/13640461.2003.11819602](https://doi.org/10.1080/13640461.2003.11819602)
- [57] STIELER, Felix, Daniel FUNK a Babette TONN. *Alteration of the Graphite Morphology in Solid Solution-Strengthened Ductile Iron Due to High Contents of Cerium and Bismuth*. *International Journal of Metalcasting*. 2022. Dostupné z: doi:[10.1007/s40962-022-00857-y](https://doi.org/10.1007/s40962-022-00857-y)
-

-
- [58] LOPER, Carl a Junyoung PARK. *On the mechanism of the formation of widmanstätten graphite in flake graphite cast irons*. Metals and Materials International. 2003, **9**(4), 327-336. ISSN 1598-9623. Dostupné z: doi:10.1007/BF03027184
- [59] A.Ş, Erkunt San. *The formation and characterization of widmanstätten in grey cast iron*. JESTECH. Ankara, Türkiye, 2012, 15(3), 141-150.
- [60] GLAVAS, Z, A STRKALJ, Kresimir MALDINI a F KOZINA. *Effect of Bismuth and Rare Earth Elements on Graphite Structure in Different Section Thicknesses of Spheroidal Graphite Cast Iron Castings*. Archives of Metallurgy and Materials. 2018, 63, 1547-1553. Dostupné z: doi:10.24425/123846
- [61] COLE, G.S. AFS Trans. 1972, 80, 335-348.
- [62] VERELST, J. a A. DESY. Giesserei. 1956, 43(12), 305-315.
- [63] FERRO, P., A. FABRIZI, R. CERVO a C. CAROLLO. *Effect of inoculant containing rare earth metals and bismuth on microstructure and mechanical properties of heavy-section near-eutectic ductile iron castings*. Journal of Materials Processing Technology. 2013, 213(9), 1601-1608. ISSN 0924-0136. Dostupné z: doi:https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.03.012
- [64] ZHI, Xiaohui, Jinzhi LIU, Jiandong XING a Shengqiang MA. *Effect of cerium modification on microstructure and properties of hypereutectic high chromium cast iron*. Materials Science and Engineering: A. 2014, **603**, 98-103. ISSN 0921-5093. Dostupné z: doi:https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.02.080
- [65] Katalog výrobků pro slévárny: Pro výrobu odlitků z litiny, oceli a z neželezných kovů. In: ASK Chemicals [online]. Brno, 2023 [cit. 2023-05-16]. Dostupné z: https://www.ask-chemicals.com/fileadmin/user_upload/Download_page/foundry_products_brochures/CZ/Product_Overview_CZ.pdf
- [66] KRYŠTŮFEK, Tomáš. Alinoc: [elektronická pošta], Message to: pernica@efme.vutbr.cz. 21.2.2023.
- [67] ANCA, Denisa, Mihai CHISAMERA, Stelian STAN, Iuliana STAN a Iulian RIPOSAN. *Sulfur and Oxygen Effects on High-Si Ductile Iron Casting Skin Formation*. Coatings [online]. 2020, 10(7) [cit. 2023-05-01]. ISSN 2079-6412. Dostupné z: doi:10.3390/coatings10070618
- Citace PRO [online]. Brno: Ústřední knihovna VUT, c2012-2020 [cit. 2021-05-20]. Dostupné z: <https://www.citacepro.com>
-

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

Symbole

Označení	Legenda	Jednotka
A	tažnost	[%]
C_{ekv}	uhlíkový ekvivalent	[-]
f_{CHG}	podíl chunky grafitu	[%]
K1	Thielmanův faktor	[-]
L	latentní teplo uvolněné při krystalizaci	[J]
r	poloměr	[mm]
R_{Gr}	vektor růstu grafitu	[-]
Rm	mez pevnosti	[MPa]
$R_{p0,2}$	mez kluzu	[MPa]
T	skuteční teplota	[K]
T_{kr}	rovnovážná teplota překrystalizace	[K]
v_{hl}	rychlost ochlazování	[K·s ⁻¹]
x_{Si}	obsah křemíku	[%]
x_{Ni}	obsah niklu	[%]
x_{Bi}	obsah bismutu	[%]
γ_{GN}	povrchové napětí mezi grafitem a nukleantem	[J/m ²]
γ_{GL}	povrchové napětí mezi grafitem a likvidem	[J/m ²]
γ_{NL}	povrchové napětí mezi nukleantem a likvidem	[J/m ²]
ΔG_f	standardní volná entalpie	[kJ/mol]
ΔG_v	Gibbsova energie objemu pevné látky z kapaliny	[kJ·mol ⁻¹]
θ	úhel mezi grafitem a nukleantem	[°]
σ_{LS}	povrchové napětí	[Pa]

Zkratky

Označení	Legenda
CHG	chunky grafit
FCC	kubická plošně středěná mřížka
FeSi	ferosilicium
HiSi	High Silicon
LKG	Litina s kuličkovým grafitem
SiC	karbid křemíku

SEZNAM PŘÍLOH

- Příloha 1 – Tahová zkouška materiálu se 4 % Si – část 1/2
- Příloha 2 – Tahová zkouška materiálu se 4 % Si – část 2/2
- Příloha 3 – Tahová zkouška materiálu se 4,1 % Si – část 1/2
- Příloha 4 – Tahová zkouška materiálu se 4,1 % Si – část 2/2
- Příloha 5 – Tahová zkouška materiálu se 4,5 % Si – část 1/2
- Příloha 6 – Tahová zkouška materiálu se 4,5 % Si – část 2/2
- Příloha 7 – Tahová zkouška těles z odlitků typu K

Příloha 1 – Tahová zkouška materiálu se 4 % Si – část 1/2



20.02.23

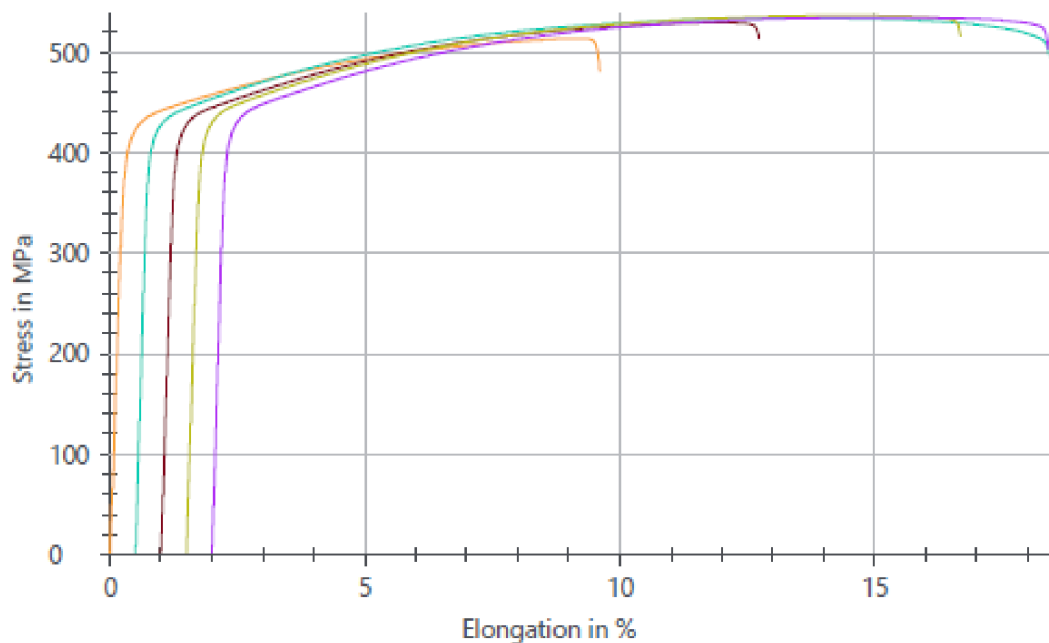
Test report

Customer : Doc. A. Záděra, Ph.D.
 Test standard : CSN EN ISO 6892-1 (2021)
 Material : LKG, DIN 50125, Form "B" 10x50 mm
 Tester : Ing. Josef Zapletal, Ph.D.
 Machine data : Zwick/Roell Z250, Loadcell: 150 kN, Extensometer: MultiXtens
 Pre-load : 2 MPa
 Speed, Youngs Modulus : 0,00007 1/s
 Test speed : 0,001 1/s

Test results:

Legend	Specimen ID	d ₀ mm	L ₀ mm	E GPa	R _{p0.2} MPa	F _m N	R _m MPa	R _s MPa	A _g %	A %	Z %
	75 L	10,05	50,00	156,21	421	40726	513	481	8,9	9,3	8,8
	75 M	10,06	50,00	170,14	424	42429	534	495	12,8	17,6	16,4
	75 R	10,05	50,00	162,19	424	41993	529	513	10,6	11,4	12,0
	50 L	10,03	50,00	159,39	427	42369	536	516	12,5	14,9	14,6
	50 R	10,03	50,00	171,22	426	42244	535	504	12,9	16,1	15,9

Series graph:



Příloha 2 – Tahová zkouška materiálu se 4 % Si – část 2/2



22.02.23

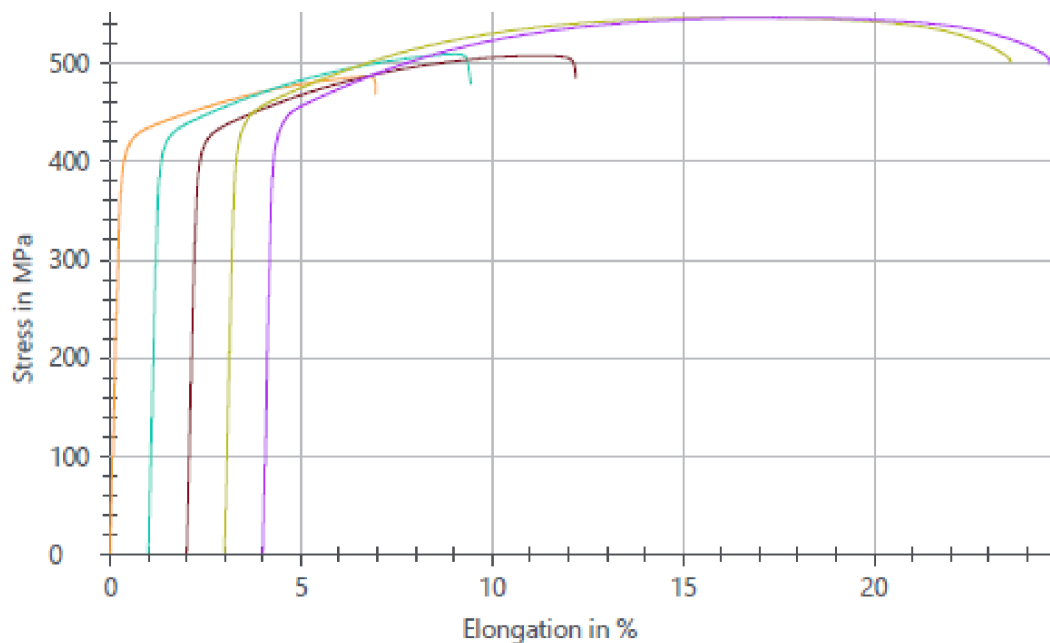
Test report

Customer : Doc. A. Záděra, Ph.D.
 Test standard : CSN EN ISO 6892-1 (2021)
 Material : LKG, DIN 50125, Form "B" 10x50 mm
 Tester : Ing. Josef Zapletal, Ph.D.
 Machine data : Zwick/Roell Z250, Loadcell: 150 kN, Extensometer: MultiXtens
 Pre-load : 2 MPa
 Speed, Youngs Modulus : 0,00007 1/s
 Test speed : 0,001 1/s

Test results:

Legend	Specimen ID	do mm	Lo mm	mE GPa	Rp0.2 MPa	Fm N	Rm MPa	Rb MPa	Ag %	A %	Z %
	100 L	10,03	50,00	147,15	415	38401	486	469	6,4	6,6	6,5
	100 M	10,04	50,00	158,50	419	40288	509	479	7,7	8,1	7,2
	100 R	10,04	50,00	154,30	417	40173	507	485	8,9	9,9	10,1
	25.1	10,08	50,00	166,19	432	43606	546	501	13,3	20,3	26,9
	25.2	10,07	50,00	175,00	432	43495	546	496	13,2	20,4	25,7

Series graph:



Příloha 3 – Tahová zkouška materiálu se 4,1 % Si – část 1/2



16.03.23

Test report

Customer : Doc. A. Záděra, Ph.D.

Test standard : CSN EN ISO 6892-1 (2021)

Material : LKG, DIN 50125, Form "B" 10x50 mm

Tester : Ing. Josef Zapletal, Ph.D.

Machine data : Zwick/Roell Z250, Loadcell: 150 kN, Extensometer: MultiXtens

Pre-load : 2 MPa

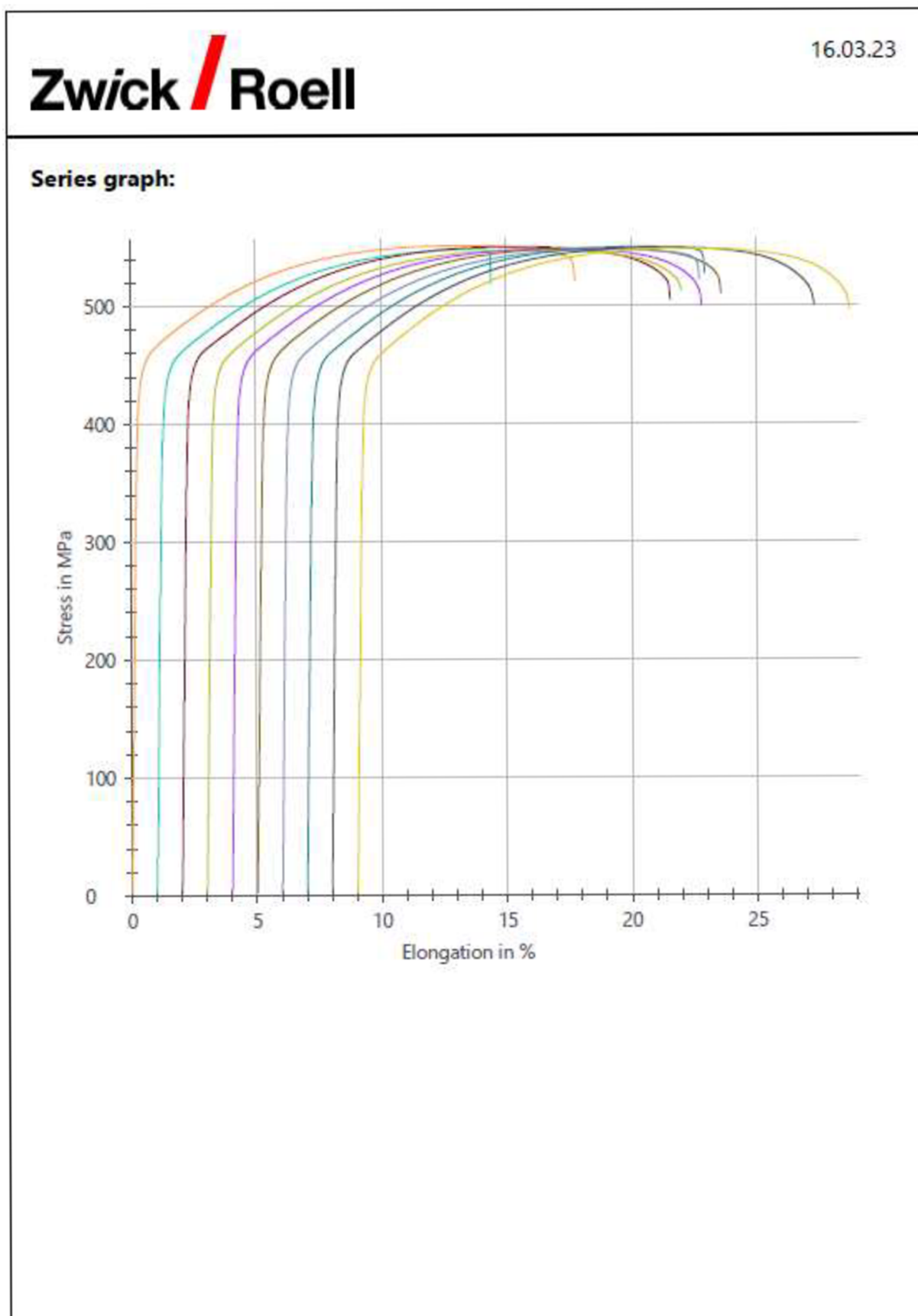
Speed, Youngs Modulus : 0,00007 1/s

Test speed : 0,001 1/s

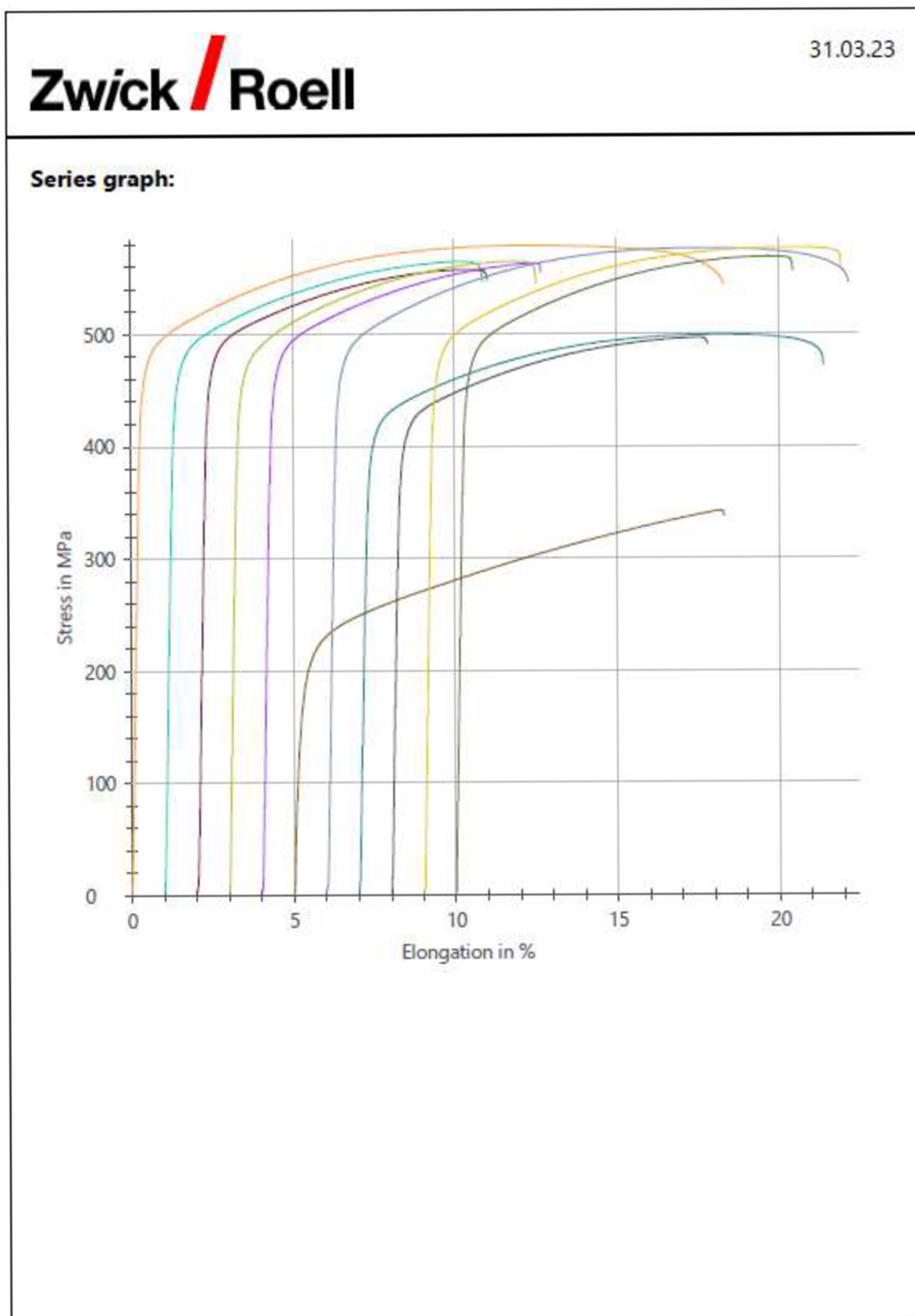
Test results:

Legend	Specimen ID	d ₀ mm	L ₀ mm	mE GPa	R _{p0.2} MPa	F _m N	R _m MPa	R _B MPa	A _g %	A %	Z %
	25.1	10,09	50,00	180,94	442	44042	551	520	12,8	17,5	18,8
	50L	10,08	50,00	175,86	436	43667	548	518	12,5	13,1	6,9
	100L	10,05	50,00	172,67	441	43573	550	505	12,9	19,3	22,1
	100R	10,09	50,00	171,59	438	43756	547	512	12,7	18,7	22,1
	100M	10,06	50,00	174,63	440	43573	548	500	12,8	18,5	20,7
	25.2	10,08	50,00	160,71	439	43758	549	510	13,1	18,3	21,6
	50R	10,08	50,00	177,12	438	43675	548	522	12,6	16,4	16,1
	75L	10,07	50,00	164,17	438	43793	550	527	13,1	15,6	11,6
	75R	10,08	50,00	176,57	438	43871	549	500	12,9	19,0	24,4
	75M	10,08	50,00	173,01	437	43792	549	497	12,9	19,4	25,3

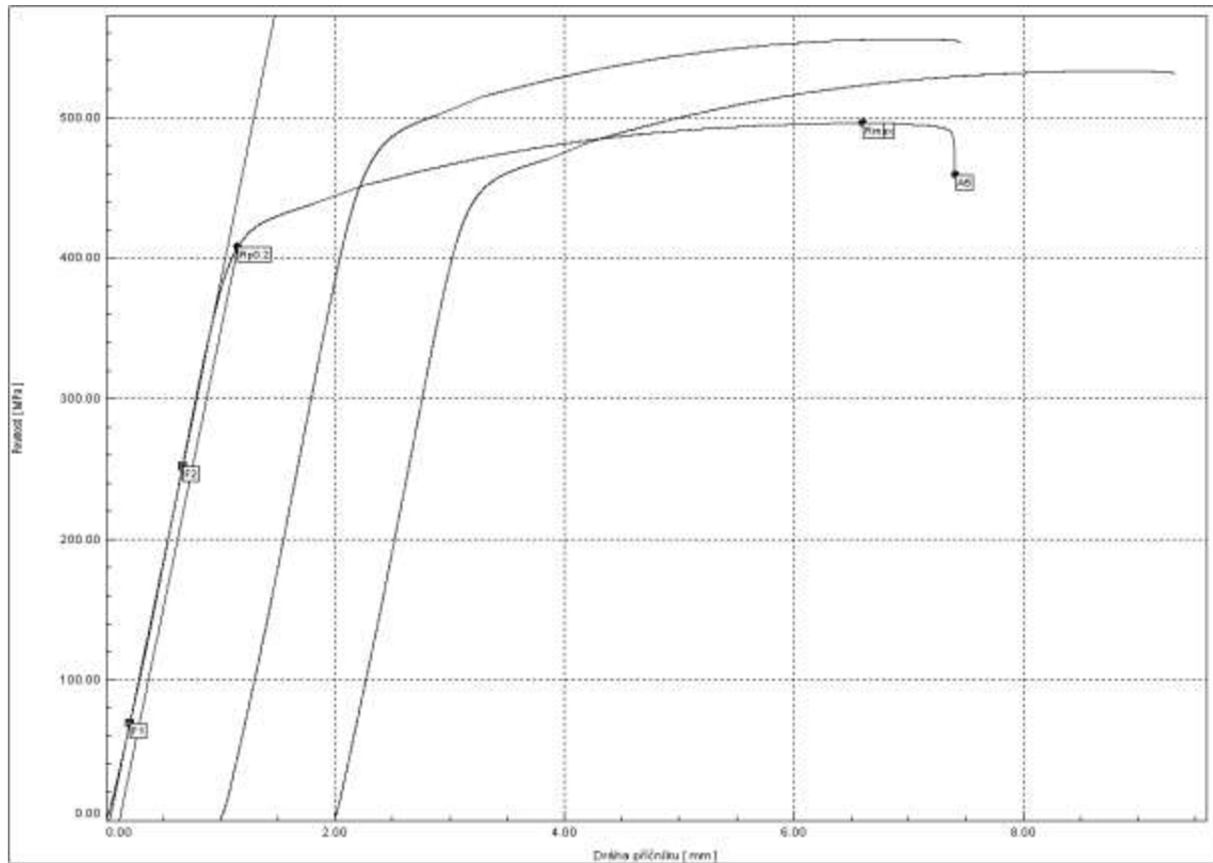
Příloha 4 – Tahová zkouška materiálu se 4,1 % Si – část 2/2



Příloha 6 – Tahová zkouška materiálu se 4,5 % Si – část 2/2



Příloha 7 – Tahová zkouška těles z odlitků typu K



Zkouška	Číslo vzorku	a mm	L0 mm	E GPa	Rp0.2 MPa	Fmax N	Rm MPa	A5 %	Z %
1	1	10.09	50.00	152.29	408	39635	498	11.8	9.1
2	2	10.10	50.00	154.50	463	44519	568	10.1	10.4
3	3	10.03	50.00	159.90	438	42101	533	11.7	5.5