



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 MECHANICKÉ VLASTNOSTI TENKOSTĚNNÝCH ODLITKŮ Z LITINY S KULIČKOVÝM GRAFITEM

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF THIN WALL NODULAR IRON CASTINGS

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Adéla Chýlková

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Jaromír Roučka, CSc.

BRNO 2022

Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav strojírenské technologie
Studentka: **Bc. Adéla Chýlková**
Studijní program: Slévárenská technologie
Studijní obor: bez specializace
Vedoucí práce: **doc. Ing. Jaromír Roučka, CSc.**
Akademický rok: 2021/22

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 mechanické vlastnosti tenkostěnných odlitků z litiny s kuličkovým grafitem

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Srovnání vlivu chemického složení grafitických očkovaadel na homogenitu, strukturu a vlastnosti tenkostěnných odlitků z litiny s kuličkovým grafitem. Bude hodnocen účinek 6 druhů očkovaadel na bázi železa a křemíku, které se liší obsahem stopových prvků. Budou navrženy zkušební odlitky s tloušťkou stěn 3, 5 a 8 mm, které budou odlity za identických podmínek. Na odlitcích budou hodnoceny mechanické vlastnosti a struktura. Pomocí nedestruktivních zkoušek bude hodnocena a vzájemně porovnána vnitřní homogenita odlitků.

Cíle diplomové práce:

Experimentální ověření vlivu grafitických očkovaadel s rozdílným obsahem minoritních nukleačních prvků na homogenitu, strukturu a mechanické vlastnosti tenkostěnných odlitků z litiny s kuličkovým grafitem.

Seznam doporučené literatury:

ROLL, F. Handbuch der Giesserei-Technik. Springer-Verlag Berlin, 1970. ISBN 978-3-642-86956-3.

CAMPBELL, J. Castings. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006. ISBN 0-7506-4790-6.

ELLIOT, R. Cast Iron Technology. Butterworth-Heinemann, 1988. ISBN 0-408-01512-8.

VICENTE, A. Nucleation and growth of graphite particles in ductile cast iron. Journal of Alloys and Compounds, 775 (2019), s. 1230 - 1234. ISSN 0925-8388.

DIX, L.P. Static mechanical properties of ferritic and pearlitic lightweight ductile iron castings. AFS Transactions 03-109. AFS, USA, 2003. ISBN 0-87433-262-1.

PEDERSEN, K.M. Solidification and microstructure of thin walled ductile cast iron. Ph.D. Thesis. Technical University of Denmark, Lyngby. 2006. ISBN 87-91035-42-2.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2021/22

V Brně, dne

L. S.

Ing. Jan Zouhar, Ph.D.
ředitel ústavu

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

ABSTRAKT

Smyslem této diplomové práce bylo experimentální ověření vlivu grafitických očkovaadel obsahující rozdílný obsah stopových prvků na strukturu, mechanické vlastnosti a vnitřní homogenitu tenkostěnných odlitků z litiny s kuličkovým grafitem. V práci je detailněji popsána problematika odlévání těchto odlitků. V rámci experimentu byly odlity 2 tavby zkušebních odlitků s tloušťkou stěn 3, 5 a 8 mm. Celkem bylo otestováno 6 druhů očkovaadel lišících se od sebe obsahem stopových prvků. Následně byla na vzorcích provedena prozařovací zkouška RTG a byla vyhodnocena tvrdost, pevnost a tažnost. Dále byla udělána obrazová analýza k určení podílu grafitu, jeho tvaru a velikosti, vyhodnocení nodularity, disperzity a podílu vyloučeného feritu a perlitu ve struktuře. Naměřená data byla zpracována do tabulek a grafů, ze kterých byly vyvozeny závěry. Prozařovací zkouška RTG prokázala, že všechny destičky obsahovaly osově staženiny. Dále se potvrdilo, že obsah manganu v očkovaadlech zvyšuje pevnost a tvrdost materiálu a očkovaadla s příměsí zirkonia podporují jemnozrnnost struktury.

Klíčová slova

litina s kuličkovým grafitem, tenkostěnné odlitky, struktura, grafit, očkování, stopové prvky v očkovaadle.

ABSTRACT

The purpose of this final thesis is experimental verification of the influence of graphitic inoculants containing different amounts of trace elements on the structure, mechanical properties and internal homogeneity of thin-walled ductile iron casting. This thesis describes the issue with casting of thin-walled ductile iron. Two melts of thin-walled test plates with thicknesses of 3-, 5- and 8 mm were done in experimental part. A total of six types of inoculations with different content of trace elements were tested. Subsequently, an X-ray irradiation analysis was performed on the samples and hardness, tensile strength and ductility were evaluated. Furthermore, the amount of graphite in structure, graphite shape, graphite size, nodularity, graphite nodule count and volume phases of ferrite and perlite in matrix were analysed in thin-walled ductile cast iron by computer-based image analyzer. Finally, the measurement data were processed into tables and charts and conclusions were formulated. An X-ray analysis proved, that all thin-walled test plates contained shrinkage porosity. Furthermore it was confirmed, that content of manganese in inoculant increases tensile strength and hardness. Also content of zirconium in inoculant increases graphite nodule count.

Key words

ductile cast iron, thin-walled ductile iron casting, structure, graphite, inoculation, trace elements in inoculant

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE,CV.UKGF.IKFC,.IKFZ.IK

CHÝLKOVÁ, Adéla. *Struktura a mechanické vlastnosti tenkostěnných odlitků z litiny s kuličkovým grafitem* [online]. Brno, 2022 [cit. 2022-05-14]. Dostupné z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/140431>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Jaromír Roučka.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma Struktura a mechanické vlastnosti tenkostěnných odlitků z litiny s kuličkovým grafitem vypracovala samostatně s využitím uvedené literatury a podkladů, na základě konzultací a pod vedením vedoucího práce.

místo, datum

Bc. Adéla Chýlková

PODĚKOVÁNÍ

Tímto bych ráda poděkovala svému vedoucímu, panu doc. Ing. Jaromíru Roučkovi, CSc. za cenné rady, vedení a trpělivost, kterou mi poskytl při vypracování diplomové práce. Dále bych chtěla poděkovat všem zaměstnancům ÚST oboru Slévárenství za přátelský přístup a poskytnutí pomoci při experimentu. Poděkování patří také paní Ing. Drahomíře Janové, výzkumnému centru CEITEC a firmě Kovolit, a.s. Modřice za zrealizování experimentální části práce. Na závěr bych chtěla poděkovat své rodině a blízkým za duševní podporu během mnohdy vyčerpávajícího studia.

OBSAH

Úvod.....	9
1 Úvod do problematiky tenkostěnných odlitků	10
1.1 Tuhnutí tenkostěnných odlitků	10
1.2 Problémy při odlévání tenkostěnných odlitků	11
1.3 Vliv na rychlost ochlazování	12
1.4 Chemické složení tenkostěnných odlitků z LKG	14
2 Vlastnosti a struktura litiny s kuličkovým grafitem	15
2.1 Výroba litiny s kuličkovým grafitem	16
3 Krystalizace litin.....	17
3.1 Nukleace zárodků	17
3.1.1 Homogenní nukleace	18
3.1.2 Heterogenní nukleace	19
3.1.3 Vliv obsažených prvků na grafitizaci	20
3.1.4 Vliv obsahu síry v základním kovu na povahu jader.....	22
3.1.5 Vliv obsahu titanu v základním kovu na počet zárodků v tavenině	22
3.2 Růst zárodků grafitu	23
4 Grafitické očkování	27
4.1 Vliv obsažených prvků v očkovadlech na strukturu a vlastnosti	27
5 Hodnocení struktury	29
5.1 Hodnocení grafitu.....	29
5.1.1 Hodnocení typu (tvaru) grafitu	29
5.1.2 Hodnocení rozložení grafitu	29
5.1.3 Hodnocení velikosti grafitu	29
5.1.4 Hodnocení nodularity	30
5.1.5 Hodnocení disperzity a vliv stopových prvků na disperzitu grafitu	30
6 Zkušební tělesa pro zkoušky TWDI.....	31
6.1 Metoda odlévání zkušebních destiček dle Javida	31
6.2 Metoda odlévání zkušebních destiček dle Pedersena.....	31
6.3 Metoda odlévání zkušebních destiček dle Stefanescu.....	32
6.4 Metoda odlévání zkušebních destiček dle Labrequa	34
7 Experimentální část	37
7.1 Model a výroba formy	37
7.2 Tavení a odlévání	37
7.2.1 Tavba E.....	38
7.2.2 Tavba F.....	38
7.3 Použitá očkovadla.....	40
7.4 Vyhodnocení vnitřní jakosti odlitků.....	40
7.5 Vyhodnocení struktury zkušebních odlitků.....	44
7.5.1 Vyhodnocení grafitu	44
7.5.2 Vyhodnocení základní kovové hmoty	53
7.6 Vyhodnocení mechanických vlastností	59
7.6.1 Měření tvrdosti	59

7.6.2 Vyhodnocení pevnosti a tažnosti.....	61
Závěr.....	64
Seznam použitých zdrojů	
Seznam použitých symbolů a zkratk	

ÚVOD

Litina s kuličkovým grafitem byla poprvé použita v šedesátých letech minulého století. Časem se dostala do popředí díky vhodným mechanickým vlastnostem, především dobrým poměrem pevnosti a houževnatosti v kombinaci s dlouhou životností a schopností tlumit vibrace. Při různých podmínkách tuhnutí může litina obsahovat feritickou, perlitickou či ferito-perlitickou strukturu a vzhledem k variabilitě matric s různou kombinací mechanických vlastností má litina širokou škálu aplikací.

Ve srovnání s ocelovými odlitky je tavení litiny s kuličkovým grafitem méně ekonomicky náročné, neboť litina potřebuje ke svému roztavení nižší teplotu a oproti ocelím má větší využitelnost tekutého kovu, kvůli nižší hodnotě smrštění a stahování, a tudíž se mohou litiny méně nálitkovat. Pokud snížíme u odlitků tloušťku stěn až na hodnoty jednotek milimetrů, stane se litina s kuličkovým grafitem díky své vysoké měrné pevnosti konkurenceschopná s výrobky z hliníkových slitin, často používaných pro odlitky v automobilním průmyslu.

Nárůst celosvětového užívání automobilů má negativní vliv na životní prostředí, zejména na znečištění ovzduší a globální oteplování. V dnešní době je snaha snížit množství výfukových plynů i na základě odlehčení vozidla. Požadavky na úsporu paliva u automobilů vedly k používání materiálů s nízkou hustotou, jako je hliník. Ten však vzhledem k nižším pevnostem oproti litinám musí být vyroben s většími tloušťkami stěn. Mechanické vlastnosti litiny s kuličkovým grafitem umožňují zmenšit tloušťky stěn a zároveň udržet si dobrou pevnost bez potřeby žebrovaní. Použití litiny s kuličkovým grafitem u odlévaných dílů v automobilním průmyslu s dostatečně tenkými stěnami by mohlo vést k úspoře hmotnosti automobilu. Pro představu, při snížení hmotnosti automobilu o 100 kg dojde k úspoře paliva o 0,5 litru na 100 km jízdy.

Rizika, se kterými se můžeme setkat při výrobě tenkostěnných odlitků z litiny s kuličkovým grafitem je především vysoká rychlost ochlazování tenkého průřezu, která zvyšuje sklon k metastabilnímu tuhnutí a vede ke vzniku karbidů a ztráty mechanických vlastností, konkrétně pevnosti a houževnatosti. Dále se můžeme setkat s problémy týkající se nedokonalého zaběhnutí taveniny v tenkých průřezích a tvorbě staženin.

Rychlost ochlazování tenkostěnných odlitků rovněž závisí na použité formovací směsi, kterou charakterizuje tepelně-fyzikální vlastnost, a to součinitel tepelné akumulace b_f . U běžně dostupných formovacích směsí se tento součinitel razantně nemění, ke snížení součinitele tepelné akumulace by došlo při použití LDASC (Low Density Alumina Silicate Ceramic). Tento typ izolační formovací směsi výrazně snižuje odvod tepla z odlitku a tím podporuje zabíhavost taveniny a její grafitizační schopnost. Aplikací LDASC bychom předešli možným problémům při odlévání tenkostěnných odlitků, ale z ekonomických důvodů se tato varianta formovací směsi v praxi téměř nepoužívá. Pokud bychom chtěli zajistit odlévání tenkostěnných odlitků neobsahující výše zmíněné vady, je nutné se zaměřit na vhodné složení použitého očkovačla a vhodně přizpůsobit technologické podmínky tuhnutí.

Tato práce si klade za cíl objasnit problematiku odlévání tenkostěnných odlitků z litiny s kuličkovým grafitem a vysvětlit možné vady, které se mohou během procesu tuhnutí objevit. Experimentální část práce se zaměřuje na závislost použitých očkovačel na struktuře tenkostěnných odlitků. Dále se experiment zabývá závislostí tloušťky odlitých vzorků na tvorbě grafitu, hodnotě nodularity a velikosti a tvaru vyloučeného grafitu. Vzorky byly podrobeny tahové zkoušce, ze které byla vyhodnocena pevnost a tažnost a dále byla u vzorků vyhodnocena tvrdost a vnitřní homogenita struktury pomocí RTG záření. Na konec byly dosažené výsledky vneseny do grafů a tabulek a byl vyvozen závěr.

1 ÚVOD DO PROBLEMATIKY TENKOSTĚNNÝCH ODLITKŮ

V dnešní době jsou kladeny stále náročnější požadavky na úsporu paliva u osobních i nákladních automobilů, proto je tendence využívat materiály s nižší hustotou, jako je např. hliník. Použití tenkostěnných odlitků z litiny s kuličkovým grafitem je další možností, jak přispět k odlehčení odlitku. Díky své optimální slévateľnosti, tlumící schopnosti, výhodnému poměru pevnosti a hmotnosti a udržení mechanických vlastností i v tenkých průřezech konkurují hliníkovým slitinám a mohou vést k jejich nahrazení [1; 2; 3].

Definice šířky stěn tenkostěnných odlitků se v různých zdrojích liší. Caldera [4] uvádí, že odlitky, které bývají považovány za tenkostěnné, mají šířku stěny do 5 mm. Stefanescu [5] ve své práci uvedl maximální tloušťku tenkostěnných odlitků do 3 mm. Rozměr nejtenčí tenkostěnné destičky z LKG, kdy se experimentálně podařila vyrobit, patřila Soedarsonovi [6] a díky vhodné konstrukci vtokového systému byla odlita v tloušťce 1 mm.

Mezi požadavky taveniny potřebné k vytvoření tenkostěnných odlitků z LKG patří vynikající tekutost kovu, vysoká čistota kovu, nízká koncentrace prvků podporujících ve struktuře karbidy a dobrá odezva na očkování taveniny. Oproti běžným odlitkům, odlévání tenkostěnných odlitků zkrátí dobu lití a urychlí proces tuhnutí, což může vést ke vzniku vnitřních vad, jako jsou např. staženiny či vznik zákalky, proto je důležité se zaměřit na celý proces odlévání, tuhnutí a navrhnutí vhodné vtokové soustavy. O celé problematice odlévání tenkostěnných odlitků se dále zaměřuje tato kapitola [1; 2].

1.1 Tuhnutí tenkostěnných odlitků

K tuhnutí tenkostěnných odlitků z LKG dochází za podmínek vysokého přechlazení, s vysokou rychlostí ochlazování. Jedná se o nerovnovážné tuhnutí, ve kterém se primární dendrity austenitu tvoří i v tavenině s nadeutektickým složením. Na začátku procesu tuhnutí nejprve nukleují primární austenitické dendrity a ty dále prorůstají v důsledku nerovnovážného tuhnutí. Tvar dendritů je většinou protáhlý a rostou kolmo k povrchu odlitku, ve směru od kraje do středu odlitku. Délka a počet dendritů závisí na tloušťce stěny a rychlosti ochlazování. S rostoucí tloušťkou stěny klesá počet dendritů, ale zvětšují se rozměrově. V další fázi po nukleaci a růstu dendritů vznikají v tavenině grafitické kuličky poblíž dendritů z důvodu nasycenosti taveniny uhlíkem. Posléze začne austenitická obálka obalovat kuličky grafitu. Další růst kuliček může být uskutečněn pouze difuzí skrz austenitickou obálku. Znázornění fází je dále na obrázku 1.

V tenkých průřezích litiny s kuličkovým grafitem může docházet k mezidendritické segregaci křemíku a manganu. Koncentrace manganu roste směrem od jádra dendritů do mezidendritické oblasti. Chování křemíku je opačné a jeho koncentrace se hromadí přímo v dendritech. Dendrity s vyšší koncentrací křemíku tuhnou rychleji než mezidendritické prostory a dochází ke vzniku segregací [1].

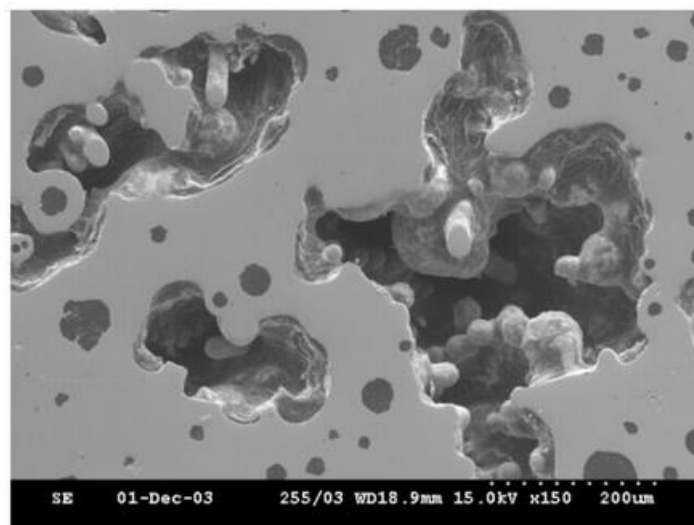


Obr. 1: Schéma tuhnutí tenkostěnných odlitků z LKG [1].

1.2 Problémy při odlévání tenkostěnných odlitků

Při odlévání tenkostěnných odlitků z LKG může často nastat problém týkající se urychleného tuhnutí taveniny od přilehlých stěn. Rychlé tuhnutí taveniny vede ke vzniku staženin v materiálu či nedolítí taveniny do všech míst formy. Varianta extrémního přehřátí lící teploty, která oddálí čas tuhnutí taveniny se v tomto případě u LKG nesmí použít, neboť by vedla ke snížení účinku očkování, ztrátě hořčíku a došlo by k rozpuštění zárodků grafitu [7; 8].

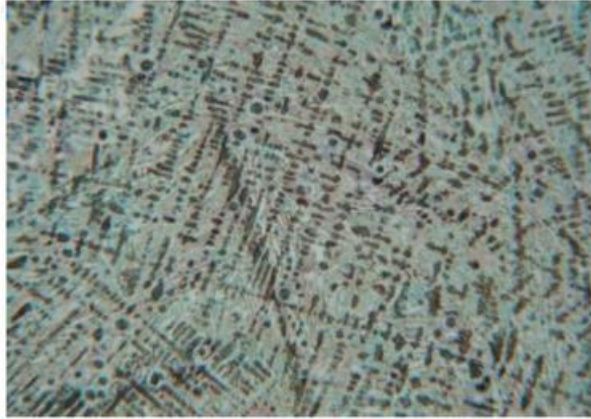
Kromě předčasného tuhnutí patří mezi další problémy při odlévání tenkostěnných odlitků špatně navržený vtokový systém, nesprávně zvolený uhlíkový ekvivalent, špatné očkování a vysoký obsah zbytkového hořčíku v tavenině. Tenkostěnné odlitky jsou náchylnější na vznik staženin a mají tendenci metastabilně tuhnout, pokud je v tavenině obsah zbytkového hořčíku vyšší než 0,05 %, proto je ideální udržovat hranici zbytkového hořčíku oproti běžným odlitkům na nižší hranici okolo 0,035 – 0,04 %. Další příčinou tvorby staženin bývá nedostatečné očkování nebo přeočkování. V případě nedostatečného očkování se nevyloučí dostatek rozpuštěného uhlíku do forem grafitu, a tak tavenina ztrácí významnou roli v grafitické expanzi a tím roste pravděpodobnost vzniku staženin. Jestliže dojde k přeočkování taveniny, vyskytuje se v ní příliš mnoho nukleačních zárodků a v průběhu tuhnutí se zamezí doplňování taveniny skrze eutektické buňky a dojde ke vzniku staženin, viz obr. 2 [8].



Obr. 2: Snímek vnitřní staženiny s viditelnými rameny dendritů s přilehlými kuličkami grafitu [8].

Další častý problém který může nastat, je vznik karbidů ve struktuře. Se zmenšující se tloušťkou stěn tuhne odlitek rychleji a může nastat překročení kritické rychlosti ochlazování, která má za

následek vznik karbidů, taková struktura je zobrazena na obrázku 3. Přítomnost karbidů v odlitku zapříčiní zvýšení tvrdosti a nepříznivě ovlivňuje tažnost a obrobiteľnosť. Abychom předcházeli vzniku karbidů, je nutné zajistit pomalejší tuhnutí a optimalizovat odlévání včetně návrhu vhodné vtokové soustavy. Tvorba bílé struktury je rovněž spojována s úbytkem obsahu křemíku a segregací manganu. Křemík je grafitizační prvek, naopak mangan podporuje vznik karbidů a podporuje perlitickou strukturu. [1; 7; 8].

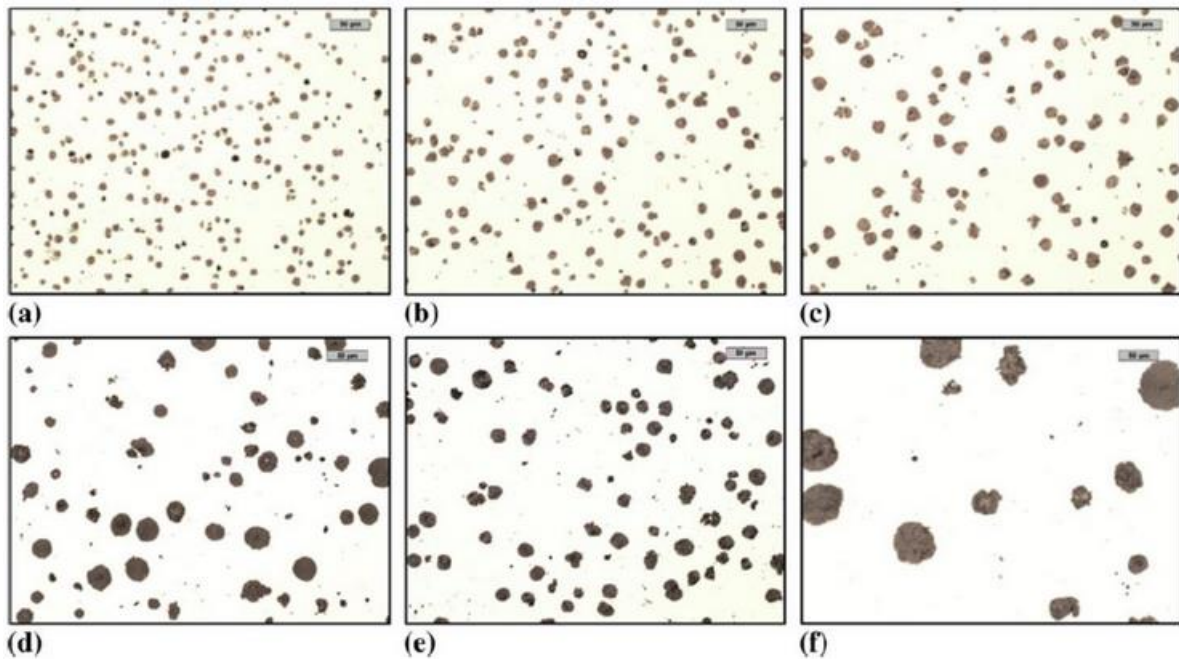


Obr. 3: Struktura karbidů v tenkostěnném odlitku LKG [7].

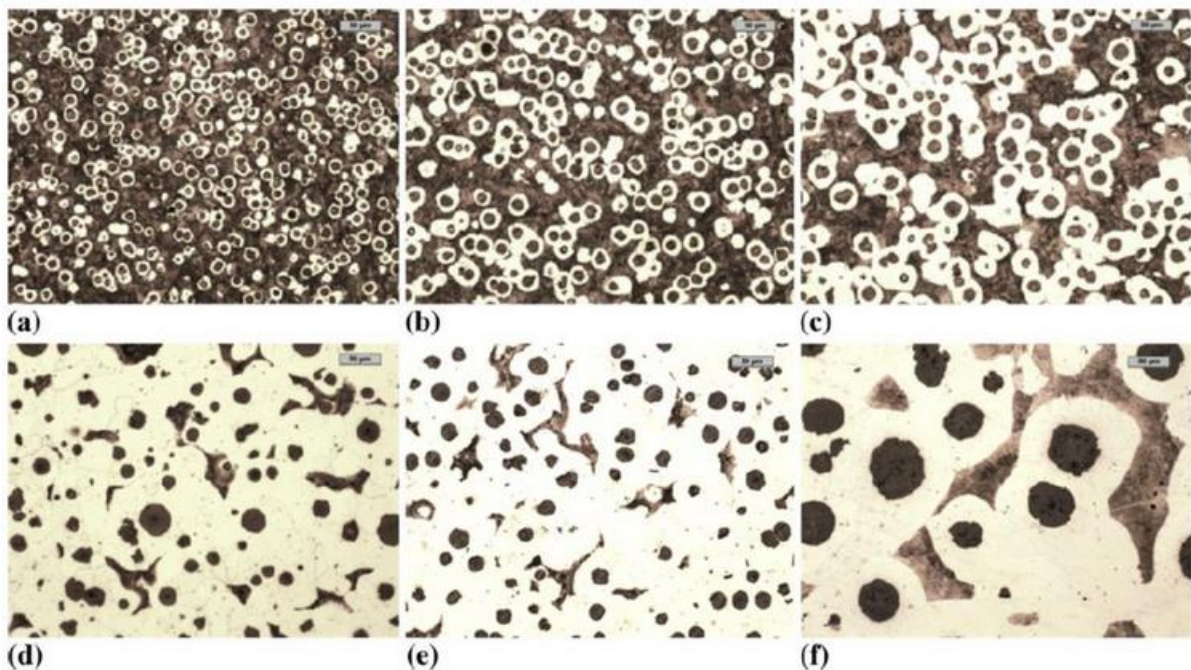
1.3 Vliv na rychlost ochlazování

Tenkostěnné odlitky se vyznačují vysokými rychlostmi ochlazování způsobené nízkým geometrickým modulem, který vyjadřuje podíl objemu taveniny k ploše stěn odlitku. Odlitek je ochlazován rychlým odvodem tepla skrze stěny a rychlost ochlazování je významným faktorem, který ovlivňuje strukturu a mechanické vlastnosti výsledného odlitku. Rychlost ochlazování je parametr závislý na teplotě liti, tloušťce odlitku a schopnosti formy absorbovat teplo. U tenkostěnných odlitků s tloušťkou stěny 3 mm může rychlost ochlazování dosahovat až 30–60 °C/s, důsledkem toho se výrazně zjemní a zmenší rozměry grafitických kuliček, zvýší se tvrdost struktury a mohou se vyskytnout místa nezaběhnutí.

Snížením tepelné kapacity a tepelné vodivosti formy u tenkostěnných odlitků z kuličkového grafitu, dále TWDI (thin wall ductile iron) se dosáhne stabilního tuhnutí. Tato schopnost závisí zejména na použitém ostřivu. Bentonitové formy obsahující vodu mají větší pravděpodobnost tvořit karbidy než křemičitý písek vytvrzený syntetickými pojivy. Použitím formy ze speciálního izolačního písku LDASC (low density alumina silicate ceramic) na bázi křemičitanu hliníku s nízkou měrnou hmotností, dokážeme snížit rychlost ochlazování díky nižšímu koeficientu tepelné akumulace. Oproti běžně používaným pískům má LDASC sníženou schopnost absorbovat teplo, tudíž ve struktuře vznikne větší frakce feritu, sníží se pravděpodobnost výskytu cementitu, zmenší se počet kuliček grafitu a zlepší se plnění formy. Srovnání mikrostruktur při použití běžného formovacího materiálu a LDASC je znázorněno na obrázcích 4 a 5 [3; 9; 10; 11].



Obr. 4: Snímky mikrostruktury LKG v nenaleptaném stavu odlitých v různých tloušťkách, vyfoceno při stejném zvětšení: (a) 2 mm (běžná formovací směs SiO_2), (b) 3 mm (běžná formovací směs SiO_2), (c) 5 mm (běžná formovací směs SiO_2), (d) 13 mm (běžná formovací směs SiO_2), (e) 2 mm (LDASC písek), (f) 13 mm (LDASC písek) [10].



Obr. 5: Snímky mikrostruktury LKG v naleptaném stavu odlitých v různých tloušťkách, vyfoceno při stejném zvětšení: (a) 2 mm (běžná formovací směs SiO_2), (b) 3 mm (běžná formovací směs SiO_2), (c) 5 mm (běžná formovací směs SiO_2), (d) 13 mm (běžná formovací směs SiO_2), (e) 2 mm (LDASC písek), (f) 13 mm (LDASC písek), leptáno Nitaleem [10].

1.4 Chemické složení tenkostěnných odlitků z LKG

Posouzení chemického složení litin se děje pomocí uhlíkového ekvivalentu CE. Účinky jednotlivých legur a doprovodných prvků mají značný vliv na aktivitu uhlíku v tavenině a dochází ke změně koncentrace eutektického složení. Vztah pro výpočet CE je následující [12]:

$$CE = C + \frac{1}{3}(Si + P) \quad (1.1)$$

V použitém vzorci se objevují pouze 3 prvky, další zbylé prvky obsažené v tavenině se zanedbávají, jelikož nejsou zastoupeny v dostatečném množství tak, aby měly podstatný vliv na aktivitu uhlíku. Pokud je hodnota uhlíkového ekvivalentu rovna 4,25, jedná se o eutektickou litinu. Jestliže hodnota CE převyšuje 4,25, jde o nadeutektickou litinu, v opačném případě, kdy hodnota CE klesne pod 4,25, se jedná o podeutektickou litinu. Při vysoké hodnotě CE může docházet k negativním důsledkům jako např. vyplouvání primárního grafitu, tvorbě explodovaného grafitu, shlukování grafitu a celkovému zhoršení mechanických vlastností. Příliš nízký CE naopak nezaručí stabilní tuhnutí a zvýší se riziko tvorby karbidů. Pro tenkostěnné odlitky (pod 12 mm) je doporučena hodnota CE = 4,55, pro tlustostěnné odlitky (nad 40 mm) se doporučuje držet CE na hranici max 4,3. Obvyklá hodnota CE u odlitků s tloušťkou stěny 10 až 30 mm je mezi 4,35 – 4,65 [5; 12; 13].

Studie dle Henninga [5] uvádí vztah pro výpočet CE tenkostěnných odlitků, který je dán:

$$CE = 4,9265 - 0,0425 \cdot t \quad (1.2)$$

kde: t - tloušťka odlitku [mm].

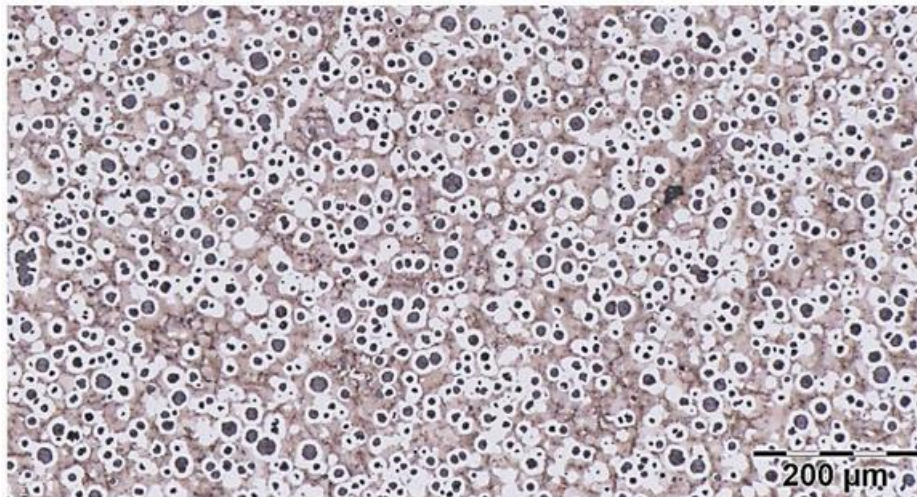
Další ze studií dle Schisslera [5] doporučuje ideální složení LKG pro tloušťku stěny 3 mm odlitku následující hodnoty 3,7 %C, 3,4 %Si, 0,2 %Mn, 0,029 %Mg a CE = 4,72.

Se zvýšeným CE můžeme předpokládat více grafitických zárodků ve struktuře, což vede k významnému snížení tendence ke tvorbě karbidů. V případě tenkostěnných odlitků s šířkou stěny 3 – 5 mm, je nutné CE navýšit. Pokud by došlo k překročení CE = 5, vytvořila by se struktura bez karbidů a tvořila by ji ze 40 % feritická matrice. Struktura tenkostěnného odlitku z LKG tvořená čistě pouze feritickou maticí se získá použitím CE = 5,28 % (3,95 %C, 4 %Si). Jestliže se využije k přípravě LKG nižší CE, je nutné kontrolovat nízký obsah manganu, fosforu, síry a chromu z důvodu možného výskytu zákalky [5; 12; 13].

2 VLASTNOSTI A STRUKTURA LITINY S KULIČKOVÝM GRAFITEM

Litina s kuličkovým grafitem, zvaná také pod pojmem tvárná litina je slitina železa, uhlíku a dalších prvků, ve které je grafit vyloučen ve formě kuliček. Mimo železa a uhlíku se v litině vyskytuje i příměs křemíku, manganu, síry a fosforu. Dalšími prvky, které se mohou v této litině vyskytovat jsou například nikl, chrom, molybden a měď. Obsah uhlíku v litině je vyšší než odpovídající hodnota jeho maximální rozpustnosti v austenitu, $C > 2,08 \%$ (bez účinku ostatních prvků). [12].

LKG mají širokou škálu použití a dokážou se svým složením přizpůsobit technologickým požadavkům. Měkké feritické matrice se aplikují z důvodu vyšší tažnosti (až 20 %) a houževnatosti. Tato matrice má nízkou odolnost proti opotřebení, ale vysokou odolnost proti rázu a dobrou obrobiteľnosť. Tvrdší perlitické matrice se používají pro vyšší pevnost. Perlit je směs feritu a cementitu a mezi jeho přednosti patří také vysoká odolnost proti opotřebení. Nejběžnější matrice pro komerčně odlévané LKG je struktura tvořená kombinací feriticko-perlitické matrice, viz obr. 6. Výskyt karbidů či ledeburitu je ve struktuře LKG vysoce nežádoucí [15;16]. Oproti litině s lupínkovým grafitem má tato litina vyšší rázovou houževnatost, pevnost v tahu a odolnost proti creepu [16].



Obr. 6: Mikrostruktura litiny s kuličkovým grafitem, tmavší oblast – perlit, světlá oblast – ferit.

LKG obsahuje typicky 3,4 – 3,9 %C a 2,0 – 2,8 %Si. Vysoký obsah uhlíku nemá podstatný vliv na mechanické vlastnosti, ve struktuře ovšem dojde k vyloučení více grafitu a s tím souvisí i nižší sklon ke stahování. Křemík je typický feritotvorný a grafitotvorný prvek, který snižuje rázovou houževnatost, tažnost a zvyšuje ve struktuře mez kluzu a mez pevnosti [12].

Výše zmíněný uhlíkový ekvivalent v kapitole 1.4 posuzuje chemické složení litin. Analogií uhlíkového ekvivalentu je stupeň sycení S_E pomocí kterého určíme polohu chemického složení taveniny vzhledem k eutektickému bodu. Pokud je $S_E > 1$, jedná se o nadeutektickou litinu. $S_E = 1$ vyjadřuje eutektickou litinu a $S_E < 1$ značí podeutektickou litinu [12]. Vztah pro výpočet S_E je dán [12]:

$$S_E = \frac{C}{4,25 - 0,3 \cdot (Si + P)} \quad (2.1)$$

2.1 Výroba litiny s kuličkovým grafitem

Pro přípravu tavení LKG je nutno vybírat vsázkové suroviny s nízkým obsahem síry, fosforu a karbidotvorných prvků, které by mohly negativně ovlivnit grafitizaci a tvar grafitu. Proto je kvalita a cena vsázky pro LKG vyšší než pro výrobu LLG [12].

Mezi vsázkové suroviny patří surová vysokopeční železa s vysokou čistotou a ocelový odpad, zde je nutno kontrolovat obsah manganu a stopových prvků. Zejména u feritických litin je totiž mangan nežádoucím prvkem, neboť mangan v litině působí jako perlitotvorný prvek a nad 0,5 %Mn působí mírně antigrafitizačně. Mezi další suroviny řadíme vratný materiál, musí se ale jednat pouze o litinu s kuličkovým grafitem. Litinové třísky a litinový odpad se z důvodu předem nejasného chemického složení nepoužívají [12]. Roztavení vsázkových surovin se děje v elektrických indukčních nebo obloukových pecích. Indukční pece se používají buď středofrekvenční nebo s napojením na síťovou frekvenci vyzdžené kyselou vyzdívkou. Díky víření lázně se prvky rovnoměrně rozloží v celém objemu a tavenina snadno dosáhne vysokých teplot. [12; 17].

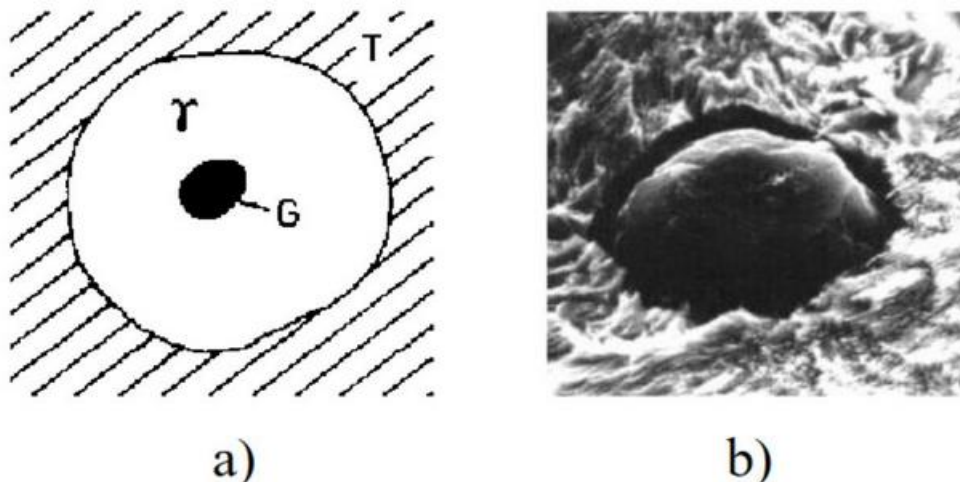
U odlévání tvárné litiny závisí konečné vlastnosti odlévané součásti na procesních parametrech, jako je zpracování taveniny, chemické složení a rychlost ochlazování. Úprava taveniny zahrnuje modifikaci přidáním legujících prvků a očkování. Tavenina je podrobena úpravě Mg, což je přidání hořčíku vhodnou metodou k přeměně tvaru grafitu na sféroidální. Potřebný zbytkový obsah Mg k vytvoření kuličkového grafitu je minimálně 0,025 %. Po této úpravě Mg následuje naočkování k dosažení heterogenní nukleace, která zvyšuje počet zárodků a pomáhá eliminovat tvorbu karbidů. Optimálním přídatkem legujících prvků lze u odlitků z LKG dosáhnout požadovaných vlastností, aniž by bylo nutné provést nákladné tepelné zpracování [12; 18].

3 KRYSTALIZACE LITIN

Důležitý vliv na tvorbu stabilního nebo metastabilního eutektika zastává chemické složení taveniny. Významnou roli má i použitá tloušťka stěny odlitku a s tím spojená rychlost ochlazování taveniny.

Pokud je ochlazování taveniny velmi pomalé a klesne na rychlosti pomalejší než mezní rychlost ochlazování pro tvorbu grafitu, dojde ke vzniku grafitového eutektika a vytvoří se LKG nebo LLG. V opačném případě se vytvoří bílá litina a metastabilní eutektikum, tento případ se děje při ochlazování za velmi vysokých rychlostí, kdy rychlost překračuje mezní rychlost ochlazování pro tvorbu karbidu železa. Pokud je rychlost ochlazování velmi vysoká a pohybuje se mezi oběma z výše uvedených možností, může tavenina krystalizovat dle stabilní i metastabilní struktury a vytvoří se podmínky pro vznik makové (přechodové) litiny.

V první fázi krystalizace dochází k vytvoření počátečních krystalů austenitu z taveniny a vyloučení vhodných zárodků, na kterých následně začíná volný růst grafitu. Každý zárodek odpovídá jedné kuličce. Těsně orientované krystaly grafitu začnou vyrůstat různými směry kolem zárodku a dojde k vytvoření celistvého kulovitěho tvaru. Kolem grafitického zrna vzniká vrstva taveniny s vysokou tendencí k tuhnutí, neboť je vlivem sníženého obsahu uhlíku konstitučně přechlazená. Tloušťka této vrstvy závisí na velikosti rychlosti tuhnutí. Obecně u odlitku s pomalým tuhnutím taveniny platí, že uhlík dokáže difundovat do vzdálenějších oblastí taveniny, obálka austenitu se vytvoří později, což umožní vznik větších grafitických kuliček. Pokud dojde k doteku vedlejších austenitických obálek, kuličky grafitu uvnitř austenitu ukončí růst a dosáhnou své maximální velikosti. Jako poslední ztuhne zbytková tavenina okolo hranic eutektických buněk, viz obr. 7 [15; 17].



Obr. 7: a) Eutektická buňka - kulička grafitu obalená austenitem
b) grafitová kulička ve struktuře litiny [17].

3.1 Nukleace zárodků

Nukleace je prvním krokem při procesu tuhnutí taveniny a přechodu mezi kapalnou látkou a pevnou látkou. Při procesu nukleace se vytvoří nové stabilní zárodky, na kterých pak pokračuje v růstu nová fáze. Aby mohla nukleace nových zárodků proběhnout, musí nastat fáze přechlazení. Při dostatečné hodnotě Gibbsovy energie ΔG dojde k vytvoření vlastních zárodků – homogenní nukleace, v opačném případě dojde k nukleaci na cizích zárodcích – heterogenní nukleace. Jelikož je homogenní nukleace velice energeticky náročná, v reálných podmínkách lití se neuskutečňuje a dochází k ní pouze při velkém přechlazení, která vychází ze vztahu [12]:

$$\Delta T = 0,33 \cdot T_{kr} \quad (3.1)$$

kde: T_{kr} - rovnovážná teplota krystalizace.

Součet uvolňované energie při tuhnutí a energie potřebné k tvorbě nového mezifázového rozhraní je roven celkové změně Gibbsovy energie. Pro nukleaci austenitu a grafitu platí následující vztah [19]:

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_V + 4\pi r^2 \sigma_{LS} \quad (3.2)$$

kde: r - poloměr kulovité částice,
 ΔG_V - Gibbsova energie objemu pevné látky z kapaliny,
 σ_{LS} - povrchové (mezifázové) napětí,

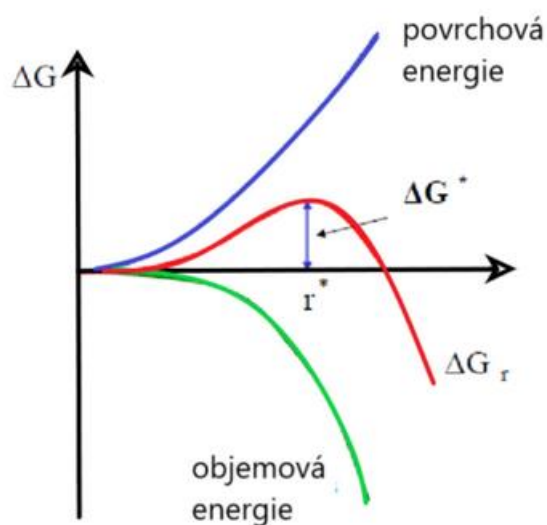
Míra přechlazení pod hladinou rovnovážné teploty krystalizace určuje velikost uvolňované energie ΔG_V , která je dána vztahem [12]:

$$\Delta G_V = L \cdot \frac{T_{kr} - T}{T_{kr}} \quad (3.3)$$

kde: L - latentní teplo při překrystalizaci,
 T_{kr} - rovnovážná teplota překrystalizace,
 T - skutečná teplota.

3.1.1 Homogenní nukleace

Předpokládá se, že i bez dalšího přídavku uhlíku do taveniny může grafit nukleovat v místech bohatých na uhlík. Teorie dle Steeba a Maiera [20] vysvětluje, že v tavenině s více než 3,5 % C existují oblasti řádu krátkého dosahu, což jsou uhlíkové shluky obsahující přibližně 15 atomů uhlíku. Tyto shluky umožní vznik drobné krystalické částice pevné látky. Pokud je přechlazení taveniny dostatečné, částice získá stabilitu a vyvine se z ní jádro. Tento typ nukleace je známý pod pojmem homogenní nukleace. [21] Jestliže je mezifázové rozhraní izotropní, dojde ke vzniku kulovitého zárodku o velikosti poloměru r a velikost Gibbsovy energie se vypočte dle výše zmíněného vztahu (3.2). Znázornění tohoto vztahu na obrázku 8.



Obr. 8: Závislost změny volné energie na homogenní nukleaci částice o poloměru r .

Protože se člen mezifázového rozhraní zvyšuje s r^2 , zatímco uvolněná objemová volná energie se zvyšuje dle funkce r^3 a to pouze s tvorbou malých částic pevné látky, celkově vždy dojde ke zvýšení volné energie ΔG . Z obrázku je rovněž vidět, že pro dané ochlazení existuje určitý poloměr r^* , který je spojen s maximálním přebytkem volné energie. Pokud $r < r^*$, systém může snížit volnou energii rozpuštěním pevné látky, v druhém případě $r > r^*$ se volná energie systému snižuje, pokud podíl pevné látky roste. Nestabilní pevné částice s rozměry $r < r^*$ jsou známé jako shluky či embrya. Tyto částice nedokážou účinkovat jako aktivní zárodky a rozpustí se v tavenině. Pokud stabilní částice překročí hodnotu kritické velikosti $r > r^*$, označují se za jádra a podílí se dále na tvorbě zárodků [12; 22].

3.1.2 Heterogenní nukleace

Heterogenní nukleace je založena na předpokladu, že budoucí zrno začne nukleovat na substrátu s odlišným chemickým složením od složení taveniny. Takovým místem může být např. volný povrch, stěna nádoby, cizí částice nebo mezifázové rozhraní tavenina – pevná fáze. Proto jsou do taveniny záměrně vnášeny cizí částice, na kterých je energeticky výhodnější vytvořit novou fázi. Tento proces známe pod pojmem grafitické očkování litin [23; 24].

Pokud má sloužit částice jako nový nukleační zárodek, je nutné, aby byla částice smáčivá a měla podobnou krystalovou mřížku jako krystalizující fáze. Pokud uvažujeme zárodek ve tvaru kulového vrchlíku vznikající na rovné pevné fázi (obr. 9) je možné vztah následně upravit do tvaru [12]:

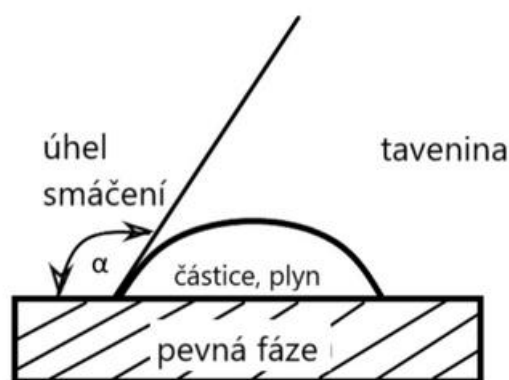
$$\Delta G = \left(\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_V + 4\pi r^2 \sigma_{LS}\right) \cdot f(\alpha) \quad (3.4)$$

$$f(\alpha) = \frac{1}{4}(2 - 3\cos\alpha + \cos^3\alpha) \quad (3.5)$$

Kde $f < 0,1 >$.

V případě, kdy budeme předpokládat dokonale nesmáčivý povrch, bude úhel $\alpha = 180^\circ$ a $f(\alpha) = 1$, bude slitina krystalizovat naprosto stejně, jako v případě homogenní nukleace.

V opačném případě, kdy bude částice dokonale smáčivá okolním kovem, bude úhel smáčení $\alpha = 0^\circ$, $f(\alpha) = 0$ a $\Delta G = 0$. Můžeme proto tvrdit, že s dokonalejším smáčením částice kovu bude působit částice jako krystalizační zárodek účinněji.



Obr. 9: Heterogenní nukleace na rovinném povrchu pevné fáze.

Strukturu materiálu můžeme ovlivnit stupněm přechlazení. Vznik jemnozrnné struktury je spojen s větším přechlazením (vysoké rychlosti ochlazování), což má za následek aktivování velkého počtu menších zárodků. Při pomalejším ochlazování (malé přechlazení) se vytvoří hrubozrnná struktura, neboť se aktivují pouze větší zárodky [12; 25].

3.1.3 Vliv obsažených prvků na grafitizaci

Je známo, že krystalizace grafitu je významně ovlivněna přítomností doprovodných stopových prvků v tavenině, a to i tehdy, pokud jsou prvky obsaženy v tavenině v množstvích nižších než 0,1 %. Tyto prvky mohou mít prospěšný účinek, zvláště při procesu nukleace a sferoidizaci grafitu. Primárním zdrojem těchto prvků je vsázka pece např. ocelový šrot a vratný materiál. Další prvky jsou záměrně přidávány během úpravy taveniny nebo jako očkovadla. Prvky jako jsou S, P, Ti, Cr, V, Nb pocházejí z materiálů vsázky. Stopové prvky jako jsou Al, As, B, Ba, Bi, Ca, Cd, Ce, La, Mg, Pb, Sb, Se, Te, Zn a Zr se přidávají během zpracování taveniny.

Existují prvky, které podporují nukleaci grafitu, jedná se o Al, Ca, Ba, Sr, Ce, La, S, Ti, N a Zr. Mezi prvky podporující sferoidizaci grafitu patří Mg, Ca, Y, Ce a lathanoidy. Skupinou prvků, které negativně ovlivňují a podporují vznik degenerovaných forem grafitu jsou stopové prvky jako např. Al, Ti, As, Bi, Te, Pb, S, O a Sb.

Významný vliv na nukleaci grafitu mají také prvky tvořící různé sloučeniny, jako jsou sulfidy, oxidy, nitridy a další, které mohou působit jako jádra. Tyto sloučeniny ovšem musí splňovat některé specifické podmínky. Mezi tyto podmínky patří vysoká stabilita za zvýšených teplot, nízká volná entalpie, vhodná krystalografická kompatibilita a vysoká povrchová energie mezi kapalinou a nukleantem [26].

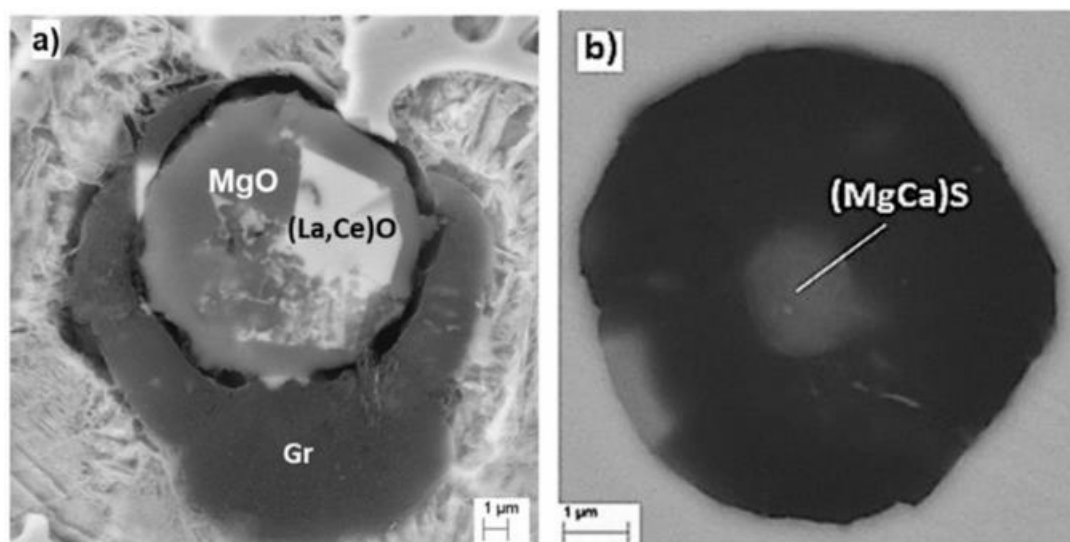
- **Nukleace na oxidech**

Výskyt oxidů v jádrech zárodků potvrdily mnohé vědecké práce např. studie dle Heineho a Lopera [28]. Údaje v tabulce 1 vyjadřují, že podvojně a komplexní oxidy mají nižší volnou energii od jednoduchých oxidů, a tudíž mají vyšší pravděpodobnost tvorby nových zárodků. Zdaleka nejvyšší pravděpodobnost vzniku je u komplexního oxidu $2\text{MgO}\cdot 2\text{CaO}\cdot 14\text{Al}_2\text{O}_3$, následovaný podvojným oxidem $5\text{CaO}\cdot 4\text{TiO}_2$. Křemičitany vápníku, hliníku a hořčíku mají rovněž vysokou schopnost účastnit se tvorby jader, a proto se samotné oxidy vyskytují v jádře velice zřídka [26].

Tab. 1 Hodnoty standardní volné energie pro tvorbu vybraných oxidů, převzato a upraveno z [26].

Oxidy	ΔG (kJ/mol)	Podvojně oxidy	ΔG (kJ/mol)	Komplexní oxidy	ΔG (kJ/mol)
Al_2O_3	-1210	$5\text{CaO}\cdot 4\text{TiO}_2$	-5470	$2\text{MgO}\cdot 2\text{CaO}\cdot 14\text{Al}_2\text{O}_3$	-26200
Ti_2O_3	-1120	$3\text{CaO}\cdot 2\text{SiO}_2$	-2960	$3\text{CaO}\cdot \text{Al}_2\text{O}_3\cdot 3\text{SiO}_2$	-4850
Y_2O_3	-988	$2\text{TiO}_2\cdot \text{ZrO}_2$	-2190	$2\text{MgO}\cdot \text{CaO}\cdot 2\text{SiO}_2$	-3980
CaO	-960	$\text{Al}_2\text{O}_3\cdot \text{SiO}_2$	-1860	$2\text{CaO}\cdot \text{FeO}\cdot \text{SiO}_2$	-3700
SrO	-892	$2\text{MgO}\cdot \text{SiO}_2$	-1570		
MgO	-858	$\text{BaO}\cdot \text{SiO}_2$	-1180		
ZrO_2	-821	$\text{FeO}\cdot 2\text{TiO}_2$	-1550		
BaO	-812				
TiO	-811				
SiO_2	-649				

Detailní snímek jádra zárodku s oxidy LaO, CeO obalených vrstvou MgO je znázorněn na obrázku 10a).



Obr. 10: Příklady nukleace sféroidálního grafitu: a) nukleace na oxidech LaO, CeO b) nukleace na sulfidech MgS, CaS [26].

- **Nukleace na sulfidech**

Bylo zjištěno, že sulfidy slouží jako katalytické substráty pro oxidy, na kterých nukleuje sféroidální grafit. V centru grafitových nodulů ovšem nikdy nebyl přítomen MnS, neboť mají sloučeniny se sírou nevhodné krystalografické uspořádání ve srovnání s grafitem a síra se primárně váže na jiné prvky jako např. hořčík a cer. Tabulka 2 udává hodnoty volné energie pro tvorbu sulfidů, karbidů a nitridů. Tvorba sulfidů má vyšší volnou energii než u oxidů. Protože jsou však slitiny železa chemicky nehomogenní a vzájemné hodnoty volných energií jsou relativně blízké, je pravděpodobné, že tvorba oxidů a sulfidů probíhá současně na různých místech v tavenině [26]. Nukleace zárodku tvořená MgS a CaS je zobrazena na obrázku 10b).

Tab. 2 Hodnoty standardní volné energie pro tvorbu vybraných sulfidů, karbidů a nitridů; převzato a upraveno z [26].

Sulfidy	ΔG (kJ/mol)	Karbidy	ΔG (kJ/mol)	Nitridy	ΔG (kJ/mol)
CaS	-425	TiC	-163	ZrN	-610
CeS	-407	Al ₄ C ₃	-123	TiN	-580
SrS	-370	CaC ₂	-106	AlN	-538
BaS	-356	SrC ₂	-93	CeN	-532
MgS	-294	BaC ₂	-96	LaN	-522

- **Nukleace na karbidech**

Řada čistých kovů, jako např. Li, Ca a Ba mohou být účinné při nukleaci grafitu a můžeme je nalézt ve formě karbidů. Vazbu s uhlíkem ochotně vážou i prvky 1.skupiny (Na, K), 2.skupiny (Mg, Ca, Sr, Ba) a 3. skupiny (Y, La) periodické tabulky prvků. Neexistuje ovšem žádná zpráva, že by prvky těchto skupin tvořily jádra zárodků pro sféroidální grafit. Je to pravděpodobně proto, že karbidy mají vyšší volnou energii než oxidy a sulfidy (Tab.2), které zaujmou toto místo přednostně [26].

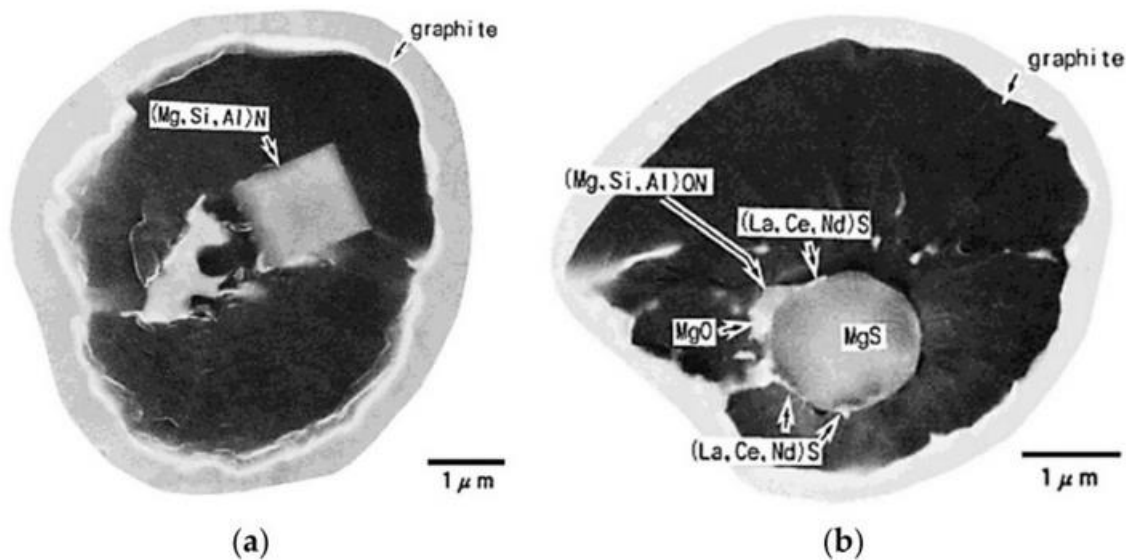
- **Nukleace na nitridech**

Z tabulky 2 můžeme vyvodit, že nitridy s nižší hodnotou volné energie mají vyšší pravděpodobnost podílet se na nukleaci než v případě sulfidů. Zatímco TiC se objevuje jako nukleant málokdy, nitrid TiN se vyskytuje častěji. Je to z důvodu rozdílných hodnot volné

energie a také kvůli přítomnosti dusíku v tavenině, který má větší sklon ke tvorbě TiN a působí jako vhodný nukleant [26].

3.1.4 Vliv obsahu síry v základním kovu na povahu jader

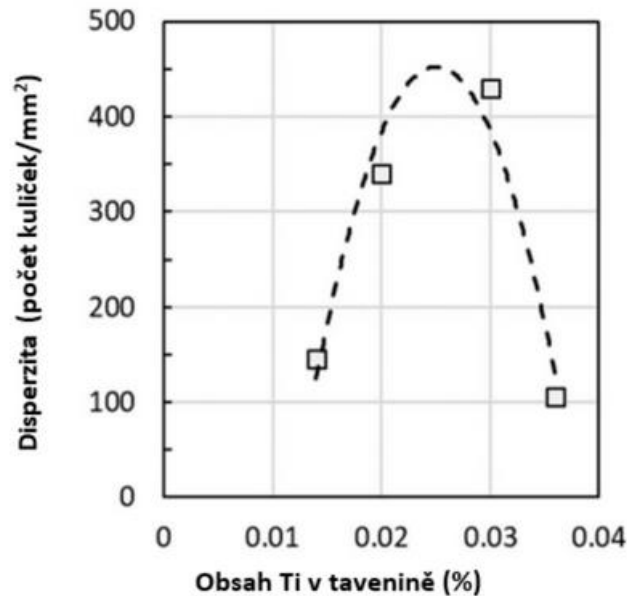
Nakae a Igarashi [28] ve své práci zjistili, že v upravené tavenině hořčíkem má značný vliv na tvorbu jader obsah síry 0,0004 - 0,059 % a obsah hořčíku 0,018 - 0,045 %. Pokud obsah síry překročí hranici 0,005 % vytvoří se jádro MgS kulovitého tvaru. Naopak, pokud obsah síry klesne pod 0,0022 % vyskytne se jádro (Mg, Si, Al)N v podobě hexagonálního tvaru (Obr. 11).



Obr. 11: SEM snímky grafitových zárodků v tavenině s různými obsahy síry v základním kovu: a) (Mg, Si, Al)N v tavenině s 0,0022 %S; b) MgS v obsahu 0,013 %S v základním kovu [26].

3.1.5 Vliv obsahu titanu v základním kovu na počet zárodků v tavenině

Obsah titanu v tavenině má významný vliv na počet zárodků v LKG. Jak je vidět na obrázku 12, nejvyšší počet zárodků se vytvoří při hladinách Ti 0,02 – 0,03 %, což odpovídá rozmezí, kde je dosaženo nejlepší rovnováhy oxidů, sulfidů a nitridů. Nízké množství titanu dává za vznik vysokému množství (Mg, Si, Al)N. V případě vysokého obsahu titanu v tavenině se vytvoří Ti(CN). Oba případy vysokého i nízkého obsahu titanu působí negativně pro vznik dostatečného množství zárodků a je vhodné udržovat obsah titanu na středních hodnotách [26].



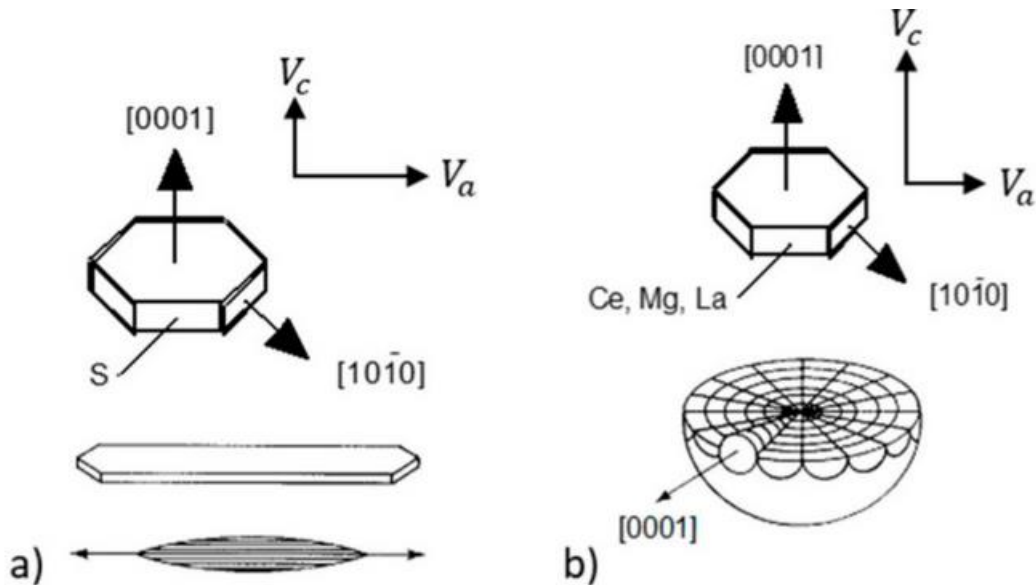
Obr. 12: Vliv obsahu titanu v tavenině LKG na disperzitu grafitu [26].

3.2 Růst zárodků grafitu

Průmyslové litiny vykazují širokou škálu morfologií grafitu, od kuličkového, vločkového, vermikulárního a temperovaného až po degenerované formy jako je degenerovaný či explodovaný grafit. Tato variabilita tvaru spočívá v chemickém složení tavenin železa, povaze nukleace, místní segregace a rychlosti ochlazování během tuhnutí. Morfologie grafitu při pokojových teplotách ve slitinách Fe–C je výsledkem krystalizace taveniny, nejprve řízenou kinetikou vzniku a růstu grafitu a poté krystalizací a růstem austenitu, perlitu nebo feritu, řízeným difuzí uhlíku.

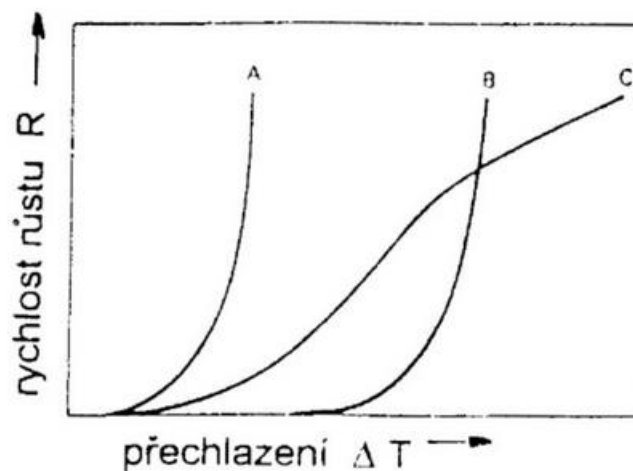
Preferovaným směrem růstu pro tvorbu LKG je směr $[10\bar{1}0]$. Předpoklad růstu ve 2D soustavě na povrchu je maximální s vyšší hustotou atomů, kde je vyšší pravděpodobnost nukleace. V tavenině s povrchově aktivními nečistotami (S, O, Pb, Ti) jsou tyto prvky absorbovány na vysokoenergetické rovině $[10\bar{1}0]$, která má vyšší atomovou hustotu než $[0001]$. Růst je převládající ve směru s tvorbou lamelárního (deskového) grafitu a probíhá ve směru a, viz obr. 13a).

Pokud tavenina obsahuje reaktivní nečistoty typu Ce, La, Mg a vážou se na ně povrchově aktivní prvky, preferovaným směrem pro růst grafitu je směr c a vznikne polykrystalický sferoidální grafit. U tohoto typu růstu se uplatňuje mechanismus šroubových dislokací (obr. 13b). U čistých slitin Fe–C–Si bude nejvyšší rychlost růstu rovněž směr c $[0001]$ [12; 26].



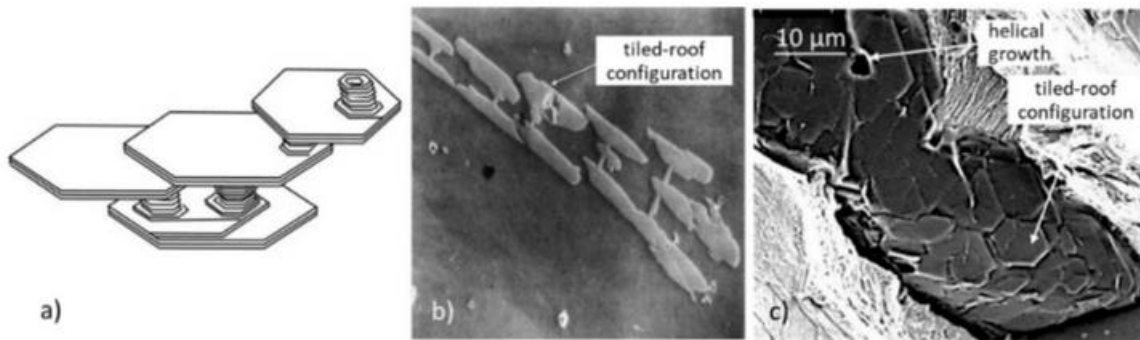
Obr. 13: Druh růstu grafitu v důsledku obsahu nečistot: a) čisté prostředí s povrchově aktivními prvky b) prostředí kontaminované reaktivními nečistotami [26].

Minkoff a Lux [29] popsali teorie růstu na defektech a dislokacích v krystalové mřížce. První 2 mechanismy se vztahují k růstu ve směru $[10\bar{1}0]$ a uplatňují 2D mechanismus nukleace na planárních rovinách a na pootočených sousedních rovinách. Třetí mechanismus šroubových dislokací se uplatňuje ve směru $[0001]$. Jednotlivé mechanismy růstu grafitu jsou závislé na chemickém složení a na míře přechlazení. Rychlost ochlazování ovlivňuje stupeň přechlazení, na základě kterého dochází ke vzniku různých forem grafitu. Znárodnění mechanismů je zřetelné na obrázku 14 [12; 26].



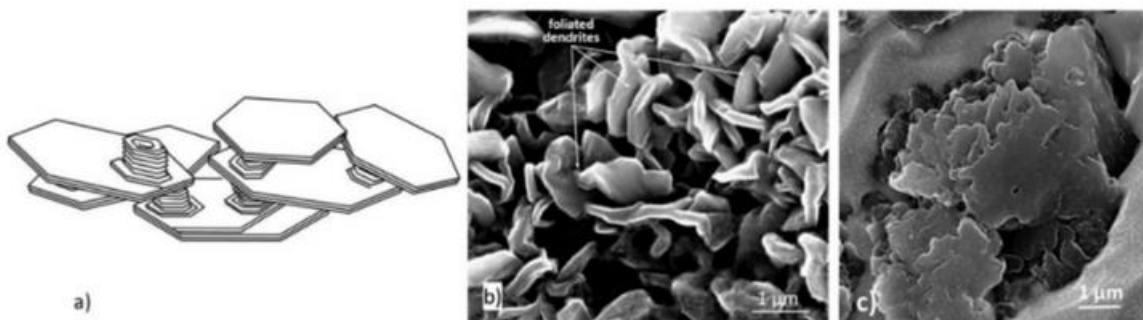
Obr. 14: Závislost daných mechanismů růstu grafitu na přechlazení: A) na místech defektů hranic B) mechanismus 2D nukleace C) mechanismus šroubových dislokací [12].

Další morfologie grafitu, kterou můžeme nalézt v litině jsou grafitové destičky vznikající různými mechanismy řízenými stupněm přesycení. Při nízkém podchlazení a přesycení roste grafit v obecném směru jako velké desky v šestihorných fazetových destičkách rozmístěných jako schéma taškové střechy. Destičky se rozvětvují, zdvojují a rostou paralelně vedle sebe, čímž vzniká lamelární grafit (viz obr. 15) [12; 26; 30].

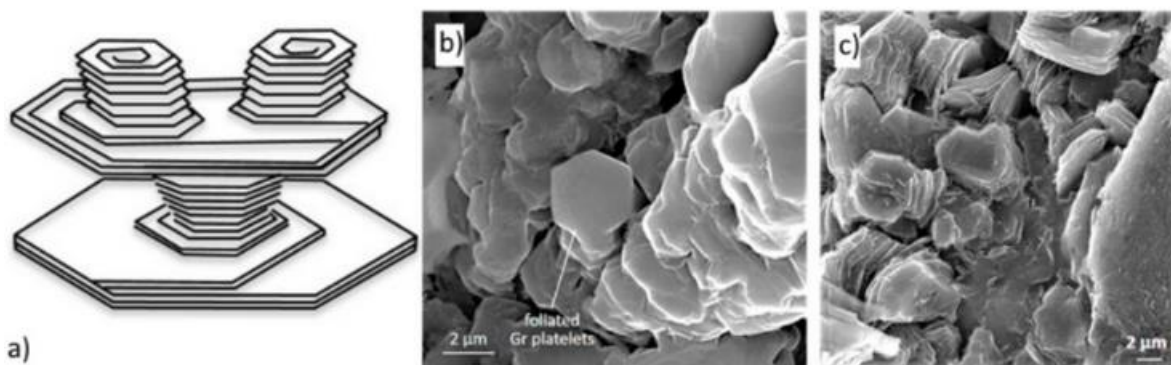


Obr. 15: Fazetové destičky rostoucí jako schéma taškové střechy; a) schématické znázornění; b) fazetové dendrity s konfigurací taškové střechy, zvětšeno 40×; c) snímek lomu slitiny železa s lamelárním grafitem [26].

Se zvyšující se hnací silou je celkový růst lamelárního grafitu méně organizovaný a vzniká dendritická struktura podobná listům (obr. 16). Při následném zvýšení podchlazení či přesycení po přidání grafitových prvků (Mg, Ce), nebo po vyšší rychlosti ochlazování se destičky grafitu shlukují v orientovaném směru c [0001] a vytvoří se sloupcovitá morfologie (obr.17) [12; 26; 30].



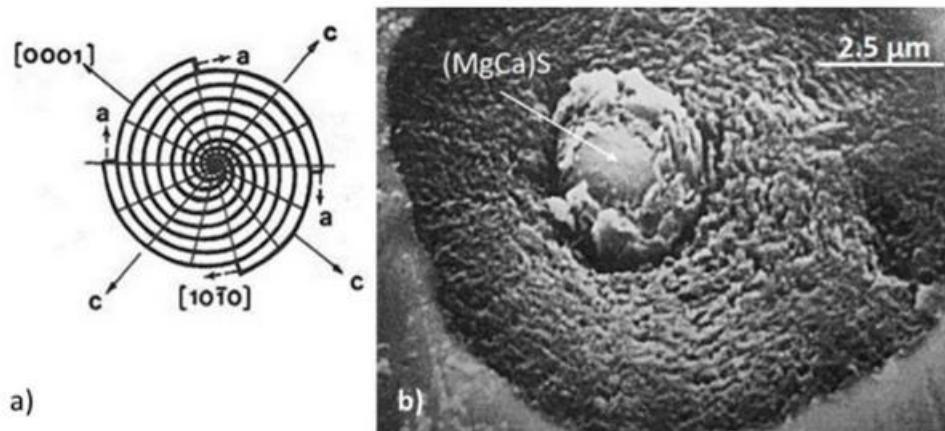
Obr. 16: Lamelární destičky rostoucí jako dendrity; a) schématické znázornění; b) fazetové dendrity s obsahem 0,18 %Ti v LLG litině; c) snímek fazetových dendritů v chunky grafitu [26].



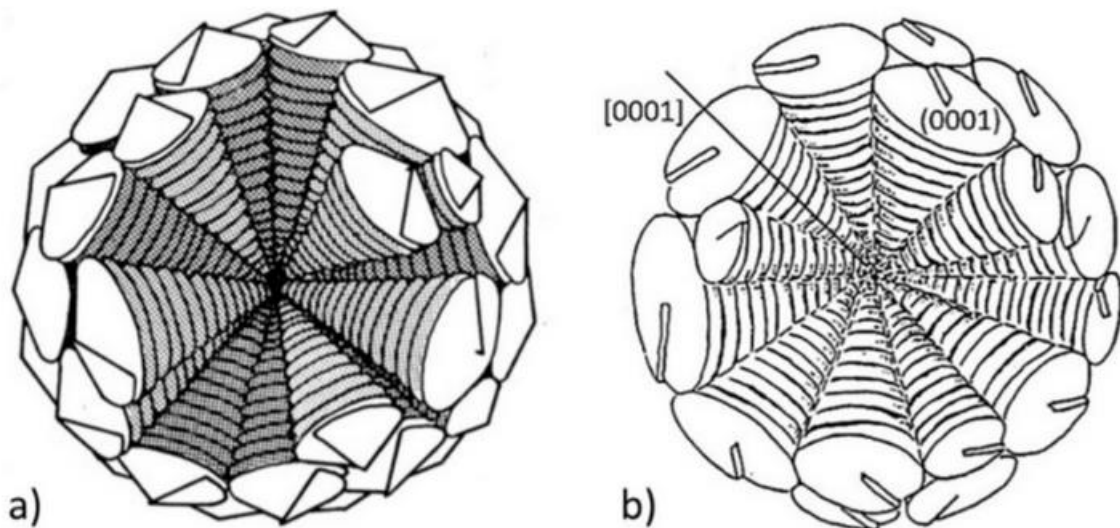
Obr. 17: Fazetové destičky rostoucí ve sloupcovém uspořádání; a) schématické znázornění; b) sloupcové uspořádání hexagonálních destiček ve směru c v GJV litině; c) růst sloupců grafitu z hexagonálních destiček s 0,01 %Sb v GJV litině [26].

K růstu kuliček grafitu dochází po procesu modifikace taveniny globulitizačními prvky (Mg, Ce, kovy vzácných zemin). Mechanismů vzniku kuliček je více. V prvním případě se předpokládá růst a sbalování lamel podél obvodu kuličky ve směru a , obr. 18. Tohoto modelu se využívá u čistých slitin pro přirozené sbalování grafitu do kuličky. Druhý typ mechanismu šroubové dislokace dojde tehdy, když prvky Mg a Ce obsadí mezifázové rozhraní a zamezí růst

ve směru prismatických rovin. Pak se uskuteční další růst rovin ve směru c a uplatní se mechanismus šroubových dislokací (viz obr. 19). Tyto mechanismy se mohou i vzájemně kombinovat, např. jádro grafitu může růst spirálně a vnější část pyramidálně ve směru c [12; 26].



Obr. 18: Spirální růst v litině kolem jádra $(MgCa)S$ s uplatněním růstu ve směru a [26].



Obr. 19: Mechanismus šroubových dislokací uplatňující růst kuželových sektorů ve směru c [26].

Pokud rychlost růstu austenitu předběhne rychlost růstu grafitu, zůstanou částice grafitu uzavřeny v obálce austenitu a další růst grafitu je možný pouze přes austenitickou obálku. Pokud dojde k přechlazení pod eutektickou teplotu, při které probíhá krystalizace, vytvoří se koncentrační spád uhlíku. Následně pak vlivem koncentračního spádu dojde k difuzi uhlíku a podpoří další růst kuličky grafitu v austenitické obálce. Velikost obálky z austenitu je závislá na rychlosti ochlazování. Je-li rychlost ochlazování vysoká, dojde k urychlení nukleace a růstu austenitu. V tomto případě dojde k vytvoření struktury s vyšším počtem kuliček, protože uhlík nestačí difundovat do vzdálenějších míst. Pokud je rychlost ochlazování velmi vysoká a překročí mez pro tvorbu ledeburitu, zamezí se difuzi uhlíku přes austenitickou obálku a dojde k vytvoření nežádoucí struktury ledeburitu, která je tvrdší a křehčí a dojde ke zhoršení mechanických vlastností. Při tuhnutí tlustších stěn, kde je rychlost ochlazování pomalá, vzniká struktura, ve které jsou kuličky grafitu vyloučeny v nižších počtech, ale dosahují větších objemových rozměrů. V tomto případě má uhlík dostatek času k difuzi i do vzdálenějších míst a rozměry austenitické obálky jsou větší než v případě rychlejšího ochlazování [12; 21; 26].

4 GRAFITICKÉ OČKOVÁNÍ

Při tavení a výrobě LKG je nezbytné provést očkování taveniny. Tento očkovací proces umožní zvýšit počet heterogenních zárodků grafitu a vytvořit jemnozrnnou strukturu. Vnášením vhodných prvků do slitiny dojde ke vzájemné reakci mezi přítomnými prvky v kovu a nově vnášených prvků v očkovaadle. Úspěšná grafitizace záleží na dostatečném množství aktivních zárodků. Pro účinné očkování je určen optimální obsah zbytkového hořčíku v tavenině asi 0,03 – 0,05 hm.%. S přibývajícím obsahem zbytkového hořčíku je nutné zvýšit množství očkovaadla, neboť hořčík zvyšuje riziko ke tvorbě zákalky. Pozitivní vliv naočkování taveniny by se měl projevit i v hodnocení parametru nodularity, ve kterém by měla být většina kuliček dle tvarové specifikace ve skupině 85 – 100 % [12; 31].

Očkování taveniny je nezbytné hlavně tam, kde jsou podmínky pro grafitizaci nepříznivé. Jedná se převážně o tuhnutí tenkostěnných odlitků, u kterých je vysoký sklon k metastabilnímu tuhnutí kvůli rychlému ochlazení odlitku, či u taveniny s nízkým uhlíkovým ekvivalentem a vysokým podílem karbidotvorných prvků v tavenině. V případě nedostatečného očkování může vzniknout struktura s nepravidelně rozloženým grafitem a s přechlazenými formami grafitu. Následkem špatného očkování se zhorší mechanické vlastnosti a v případě zákalky ve struktuře dojde ke zvýšení tvrdosti a křehkosti odlitku [12].

Očkování může probíhat v několika fázích, ale největší vliv má krátce před odléváním. K nejúčinnějším metodám očkování u LKG patří očkování do proudu či přímo vložit očkovací tělísko do formy do očkovací komory [32]. Očkování taveniny se může provádět jak jednostupňově, tak dvoustupňově. Při jednostupňovém očkování probíhá fáze modifikace a naočkování zároveň. Typické způsoby této aplikace jsou přelévací metody Tundisch a Sandwich. V tomto případě musí být množství očkovaadla vysoké, neboť prodleva mezi očkováním a litím je v tomto případě dlouhá. Dávkování slitiny FeSi je v rozsahu 0,5 – 1 %, speciálně pro tenkostěnné odlitky se volí hodnoty blízké se horní mezi tohoto intervalu. U dvoustupňového zpracování taveniny se nejprve tavenina modifikuje a až posléze se naočkuje. Mezi používané metody zde můžeme zařadit očkování očkovacími tělisky, plněný profil či očkování do proudu kovu. Výhoda tohoto způsobu zpracování je v nižším dávkování očkovaadla (0,1 – 0,2 %), neboť se zkrátí doba mezi očkováním a litím a nehrozí riziko odeznívání očkovacího účinku [12].

4.1 Vliv obsažených prvků v očkovaadlech na strukturu a vlastnosti

Konvenční očkovací látky na bázi slitin ferosilicia obsahující přísady jako vápník, hořčík, baryum, zirkon, bismut, které splňují požadavky vysoké afinity ke kyslíku. K dispozici jsou také látky na bázi FeSi s přídavkem 30 % krystalického uhlíku, který plní funkci zárodku. Tyto očkovaadla mají horší rozpustnost, a proto se očkují za teplot minimálně 1400 °C [31; 32].

Nejčastější přísady v očkovacích látkách jsou:

- **Hliník** – přidává se záměrně do tenkostěnných profilů, neboť zajistí feritickou obálku kolem kuliček grafitu ve struktuře. Obsah hliníku v očkovací látce bývá okolo 1–4 %, příliš vysoký obsah hliníku může způsobit vznik bodlin.
- **Vápník** – velmi účinný prvek v očkovaadle a to zejména v kombinaci s hliníkem. Vápník zlepšuje nukleaci grafitu a snižuje sklon k tvorbě metastabilního tuhnutí. Při vysokých obsazích vápníku dochází ke zvýšené tvorbě strusky a s tím i přítomnost struskovitých vměstků.
- **Baryum** – grafitotvorný prvek, který vlivně oddaluje odeznívání očkovacího účinku. Obsah barya v očkovaadle bývá 1–6 %. Díky vysoké afinitě k dusíku zamezuje vznik bodlin a tvoří stabilní zárodky.

-
- **Bismut** – v kombinaci s kovy vzácných zemin zvyšuje počet zárodků, snižuje jejich velikost a snižuje sklon ke tvorbě metastabilního tuhnutí. Snižuje rovněž flotaci grafitu, a to již od obsahu 0,1 %.
 - **Stroncium** – obsah 0,5–1 % stroncia v očkovací předslitině eliminuje karbidy a zvyšuje počet zárodků. Pozitivně urychluje rozpouštění očkovačla a oddaluje odeznívání očkovačla.
 - **Zirkonium** – další prvek, který pozitivně podporuje nukleaci grafitu. V kombinaci s manganem zvyšuje rozpustnost očkovací látky. Pokud je přítomen v tavenině dusík, dokáže ho vázat a zabraňuje tak přítomnosti plynových bublin v materiálu.
 - **Cer** – obsah 0,5–1 % ceru snižuje rychlost odeznívání, v kombinaci s kovy vzácných zemin dokáže tvořit stabilní oxidy a sulfidy a v případě obsahu antiglobulitizačních prvků v tavenině dokáže kompenzovat jejich negativní účinek.
 - **Mangan** – obsah tohoto prvků v tavenině podporují vznik perlitické struktury a zvyšuje tvrdost materiálu. Mangan má sklon segregovat na hranicích zrn a tvořit karbidy ve struktuře. Redukovat tento účinek lze přidáním křemíku ale doporučuje se místo manganu používat jiný perlitotvorný prvek. Dále mangan v tavenině snižuje teplotu tavení použitého očkovačla.

Obsah fosforu v tavenině se musí udržovat co nejnižší, okolo 0,03 % v LKG z důvodu tendence tvorby fosfidického eutektika a snížení tažnosti materiálu [12; 31; 33; 34].

5 HODNOCENÍ STRUKTURY

Jelikož se litina používá pro výrobu širokého spektra přesných odlitků, je důležité, aby splňovala přesná kritéria kontroly kvality. Mikrostruktura litin a klasifikace grafitu se hodnotí obrazovou analýzou dle normy ČSN EN ISO 945-1, případně normou ASTM A247 [35; 36].

5.1 Hodnocení grafitu

Nejčastěji analyzované charakteristiky mikrostruktury litin jsou uvedeny v následujících podkapitolách.

5.1.1 Hodnocení typu (tvaru) grafitu

Typ grafitu je hodnocen na základě tvaru do 6 základních skupin. Každá skupina se označuje římskými číslicemi I – VI a jednotlivé zastoupení se vyjadřuje v procentech. Typ VI zastupuje nodulární formu, kde je grafit vyloučen ve formě dokonalých kuliček a v LKG je žádoucím typem. Grafit typu V odpovídá mírně nepravidelným tvarům kuliček, které mají mírně nepříznivý vliv na vlastnosti LKG. Dále se snižující se skupinou se zhoršuje tvar kuliček až po poslední I. skupinu, kde se grafit vylučuje ve formě lupínků. Tato klasifikace se provádí dle vizuálního srovnání s referenčními vzorky či pomocí obrazové analýzy.

Při analýze obrazu se tvar objektu vyčísluje parametrem, odvozeným od plochy či obvodu, který respektuje obrysovou nerovnost a vyjadřuje poměr mezi plochou a obvodem tvaru. Tento parametr je zároveň citlivý na větvení tvaru, prodloužení a nepravidelnost obrysu. Obecně se tento parametr pohybuje mezi 0 a 1, přičemž maximální hodnota odpovídá dokonalému tvaru a minimum zastupuje nepravidelný tvar, představuje tedy jakousi odchylku od kruhovitěho tvaru [22, 23, 24]. V případě 2-D rozlišení je tento parametr vyhodnocen dle vztahu [37]:

$$S_F = \frac{4 \cdot \pi \cdot A}{P^2} \quad (5.1)$$

kde: A - plocha tvaru,
 P - obvod tvaru.

5.1.2 Hodnocení rozložení grafitu

Hodnocení grafitu rozdělujeme do 5 skupin A – E. Neoptimálnější rozložení grafitu odpovídá skupina A, ve které je grafit rozložený rovnoměrně se stejně rozměrnými velikostmi grafitu. Toto rozložení vede i k lepším mechanickým vlastnostem, které jsou po celém průřezu odlitku stabilní. V případě B se vytvoří struktura o nepravidelném rozložení s možným výskytem hrubších grafitových útvarů. Tato struktura je náchylná k porušení, neboť struktura obsahuje nehomogenní oblasti s horšími mechanickými vlastnostmi. Další kategorie jsou známy jako přechlazený grafit. Vznikají v kombinaci s vysokou rychlostí ochlazování a nedostatečným počtem krystalizačních zárodků, jedná se o přechodovou formu mezi stabilním a metastabilním tuhnutím [12].

5.1.3 Hodnocení velikosti grafitu

Toto hodnocení kategorizuje grafit podle velikosti do 8 tříd. Snímek, na kterém by měla být provedena analýza by měl být zvětšen přesně 100×. Pokud se ve vzorku vyskytuje více velikostí částic najednou, výsledky jsou uváděny v procentech jednotlivých tříd. Každá třída má svůj interval rozměrů, více v tabulce č. 3 [35].

Tab.3 Vzestupné odstupňování velikostí uvedené v každé velikostní třídě od maximálního rozměru dle normy ČSN EN ISO 945-1, upraveno dle [35].

Velikostní třída	Rozměry (μm)
1	≥ 640
2	320 až <640
3	160 až <320
4	80 až <160
5	40 až <80
6	20 až <40
7	10 až <20
8	<10

5.1.4 Hodnocení nodularity

Výše zmíněná klasifikace dle tvaru přispěla ke vzniku pojmu nodularita, která vyjadřuje hodnotu v procentech, jaké množství grafitu v nodulární (kuličkové) formě se vyskytuje na snímku. Pokud by byla struktura tvořena pouze dokonalými kuličkami (typ I), můžeme hovořit o 100 % nodularitě. Tvárné litiny obecně vykazují 80 – 100 % nodularitu [35]. Vztah pro výpočet nodularity je dán [37]:

$$\% \text{ Nodularita} = \frac{\text{počet částic grafitu ve formě kuliček}}{\text{počet částic grafitu všech typů}} \quad (5.2)$$

5.1.5 Hodnocení disperzity a vliv stopových prvků na disperzitu grafitu

Tento parametr je vyjádřen jako počet grafitických kuliček $\cdot \text{mm}^{-2}$. Vyšší disperzita ve struktuře vyjadřuje vysokou metalurgickou kvalitu odlitku, ale existuje zde doporučené množství, neboť při nadměrně vysokých obsazích kuliček ve struktuře mohou vznikat místa náchylné k ředinám. Disperzita závisí na stavu a počtu krystalizačních zárodků, na složení očkovačla a modifikovačla a ovlivňují ji zejména stopové prvky a rychlost ochlazování [35].

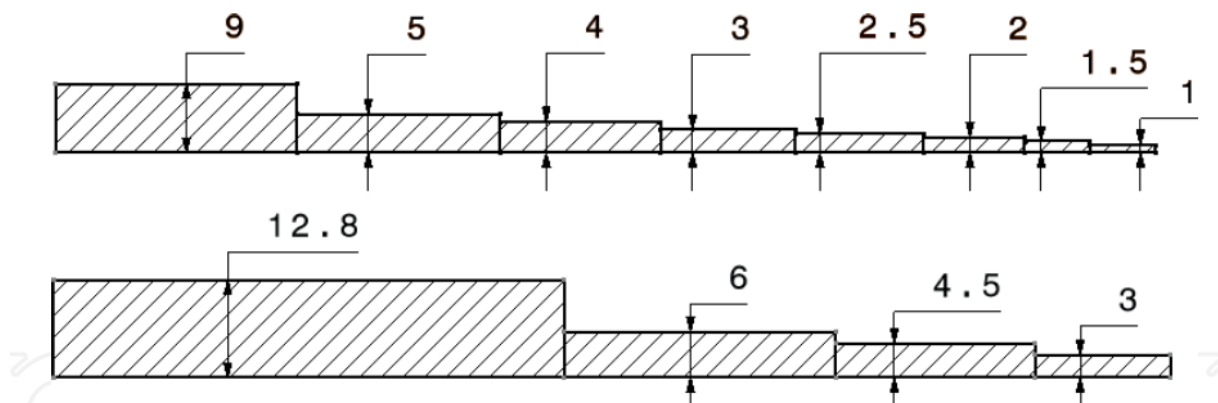
Disperzita grafitu souvisí s jemnozrností struktury, která může následně ovlivňovat tvorbu karbidů či množství perlitu ve struktuře. Struktura má významný vliv na mechanické vlastnosti, obrobiteľnosť a použití odlitku. Při výrobě LKG záměrně přidáváme do taveniny prvky kovů vzácných zemin abychom předešli možným vadám či přizpůsobili strukturu. Při použití malé dávky ceru v očkovačle dochází ke zvýšení disperzity grafitu a rovněž přispívá k nižšímu riziku vzniku karbidů ve struktuře. Pokud použijeme 75 % Si v očkovačle FeSi, významný vliv má Ca a Al. Optimální obsah kolem 1 % Ca a 2 % Al zajistí vyšší hodnotu disperzity. Pokud použijeme nižší obsah Ca v očkovačlech, hodnota disperzity i nodularity bude rovněž nízká. Bylo zjištěno, že pokud není přítomen v očkovačle žádný vápník, nedokáže samotný hliník efektivně působit na disperzitu grafitu, a tudíž je obsah vápníku důležitější než obsah hliníku. Pokud by byl použit hliník ve vyšších obsazích (nad 1 %) v očkovačle, došlo by ke snížení disperzity. Zbytkový obsah ceru v tavenině pozitivně zvyšuje počet zárodků i disperzitu grafitu. Lanthan se projevil v kombinaci s dalšími prvky před cerem úspěšnějším prvkem, pokud by byl ovšem použit lanthan samostatně ve slitině MgFeSi, disperzita by se snížila [38].

6 ZKUŠEBNÍ TĚLESA PRO ZKOUŠKY TWDI

Design tenkostěnného odlitku včetně návržení vtokového systému je velice důležitý pro odlévání kvalitních výrobků bez vad. Pokud se zaměříme přímo na TWDI, odlévání by mělo brát v úvahu i lící teplotu, dobu lití a rychlost tuhnutí odlévaného kovu. Konstrukce odlitku by měla zajistit, aby nedocházelo k urychlenému tuhnutí. V následujících kapitolách jsou podrobněji popsány metody a designy zkušebních odlitků [5].

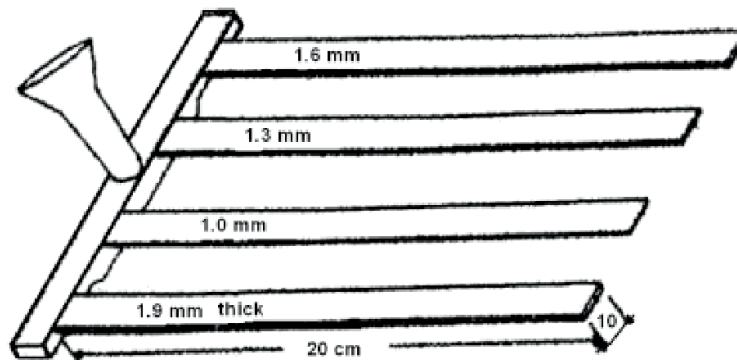
6.1 Metoda odlévání zkušebních destiček dle Javaida

Návrh Javaida [39] použil k výrobě TWDI desek model postupného schodovitěho odlitku (viz obr. 20). Javaid vytvořil tento návrh pro studium účinků chemického složení a procesních parametrů na mechanických vlastnostech v tahu a rázu [7].



Obr. 20: Schodovitý model dle Javaida [39].

Následně Javaid upravil původní návrh a vytvořil nový model, který navíc zohledňuje umístění desek a minimalizuje tepelné ovlivnění jednotlivých destiček (obr. 21) [7].

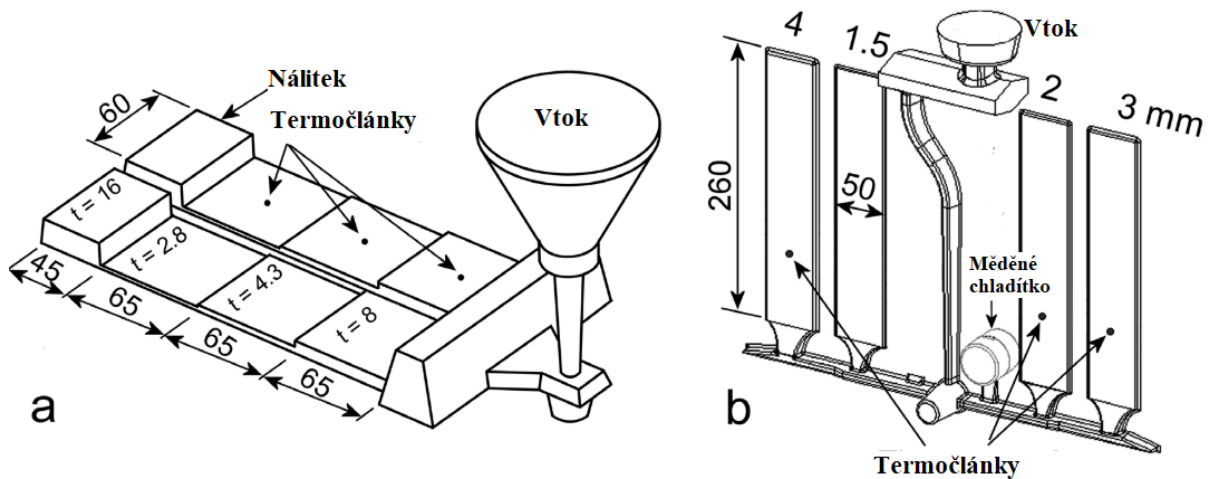


Obr. 21: Upravený design dle Javaida [7].

6.2 Metoda odlévání zkušebních destiček dle Pedersena

Další model schodovitěho tvaru navrhl Pedersen [40] jak v horizontálním, tak ve vertikálním provedení. Z různých tloušťek desek následně zjistil dané rychlosti ochlazování. Odlitky byly vyrobeny z tavenin o nadeutektickém a eutektickém složení, přehřátých na 1520 °C před nalitím do přehřáté pánve pro další úpravu slitinou Fe-Si-Mg pomocí sendvičové metody. Tavenina pro každou formu byla posléze naočkována slitinou 0,1–0,2 % FeSi v malém izolovaném kalíšku. V jeho experimentu byla použita 2 různá uspořádání odlitků. Horizontální model (obr. 22a) byl složen ze dvou rovnoběžných stupňovitých desek o tloušťkách 8, 4,3 a 2,8 mm. Forma byla vyrobena z křemenného písku. Uspořádání druhého odlitku

(obr. 22b) bylo složeno ze 4 desek o tloušťkách 1,5, 2, 3 a 4,5 mm a forma byla vyrobena z bentonitu na lisovacím stroji Disamatic.

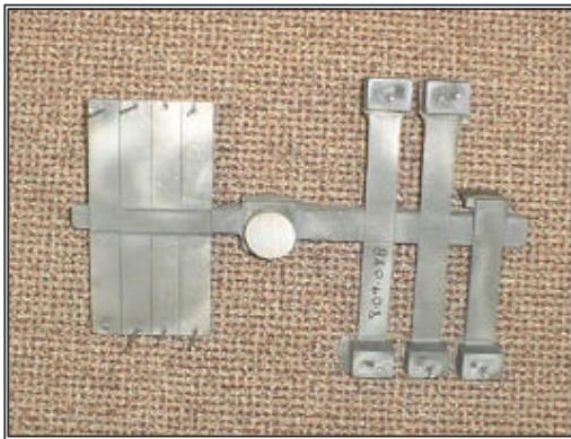


Obr. 22: Schéma dle Pedersena. (a) Horizontální model, (b) Vertikální model. Přeloženo a upraveno z [40].

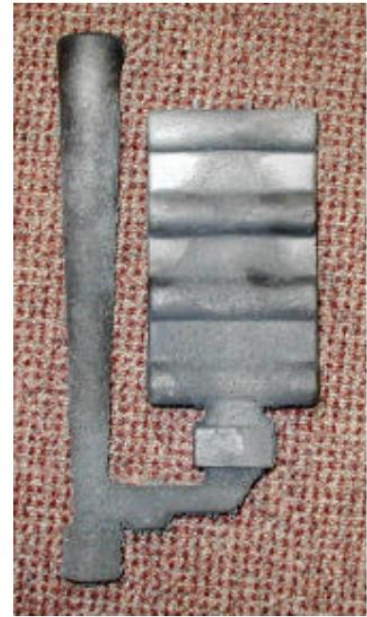
Následně Pedersen analyzoval počet a velikost grafitických kuliček. Zjistil, že v tenkostěnných odlitcích má tavenina o eutektickém i nadeutektickém složení podobný počet grafitických kuliček, zatímco u silnějších stěn má tavenina o eutektickém složení nižší počet kuliček než u nadeutektické litiny. Dále zaznamenal u destiček tenčích než 8 mm větší riziko staženin než u odlitků se silnějšími tloušťkami stěn. V experimentu bylo zjištěno, že odlitky s eutektickým složením mají menší tendenci ke tvorbě vnitřních staženin. Nadeutektické odlitky obsahují více uhlíku než v případě eutektické taveniny, pro expanzi grafitu je tudíž k dispozici více uhlíku, ale protože tavenina rychle tuhne, nestačí doplňovat taveninu do volných míst, expanze grafitu dochází v nevhodnou dobu a s tím se zvyšuje riziko vzniku staženin [40].

6.3 Metoda odlévání zkušebních destiček dle Stefanescu

Kromě předešlých návrhů vytvořil další návrh ve vertikálním a horizontálním provedení Stefanescu [40], znázorněný níže na obrázku 23. Mezi jeho cíle experimentu bylo stanovení optimálních procesních parametrů pro vytvoření struktury bez karbidů a určení mechanických vlastností tenkostěnných odlitků z LKG. Za tímto účelem byl navržen horizontální model (viz obr. 20a), který byl složen z 5 nezávislých destiček o tloušťkách stěn 1,5, 2,5, 3, 5, a 6 mm a dalších 8 vzájemně propojených desek 1,5, 2, 2,5, 3, 3,5, 4, 5 a 6 mm. Všechny desky měly rozměry 100×25 mm. Jako další model použil navržený ve vertikální poloze (viz obr. 20b) s 3 destičkami o stejných rozměrech 100×25 mm a tloušťkách stěn 2,5, 3,5 a 6 mm. Tento model se ukázal ve vyhodnocení mechanických vlastností stabilnějším, bez velkého rozptylu dat oproti horizontálnímu modelu [5].



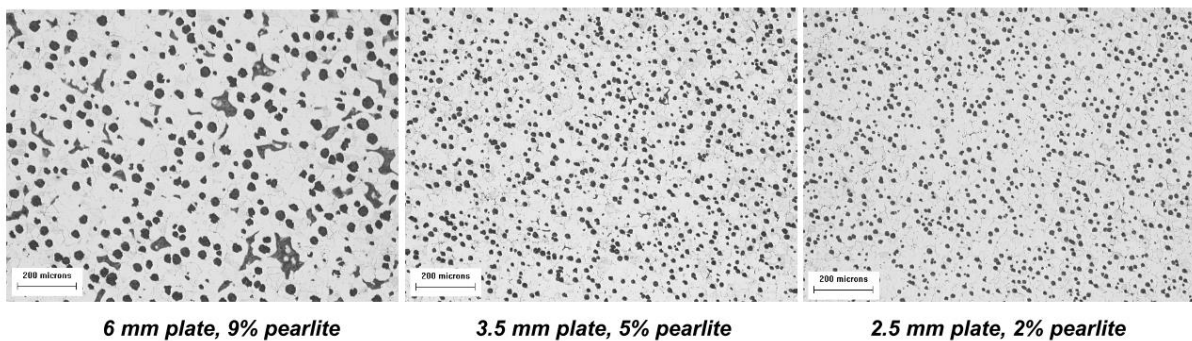
a) Horizontální model s 13 destičkami



b) Vertikální model se 3 destičkami

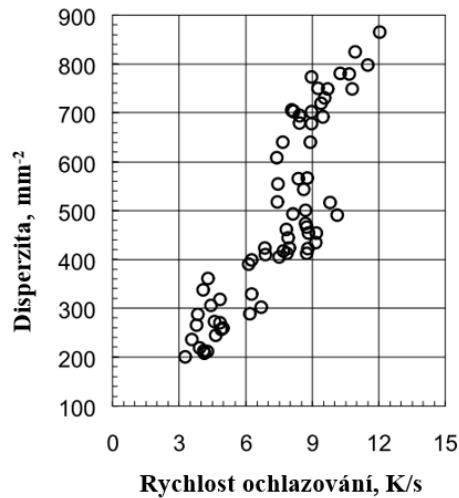
Obr. 20: Modely tenkostěnných odlitků dle Stefanesci [5].

Teplota taveniny byla přehřáta na 1550 °C a následně byla upravena sendvičovou metodou použitím Fe–Si–6Mg. Uhlíkový ekvivalent byl volen přibližně na hranici CE = 4,1 a modely byly zaformovány do bentonitové směsi. Po odlití byly vzorky podrobeny obrazové analýze k určení mikrostruktury, měření tvrdosti a tahové zkoušky. Z experimentu vyšlo najevo, že rychlost ochlazování nezávisí pouze na tloušťce odlitku ale také na umístění a rozložení zbylých sousedních kusů odlitků a na geometrii formy, která ovlivňuje množství kovu protékající tenkým průřezem. Ve vertikálních deskách se rychlosti ochlazování měřené při 1170 °C pohybovaly od 3,5 do 12 C·s⁻¹. Tyto rychlosti ochlazování byly až 4–5× nižší než hodnoty naměřené na horizontálních deskách. Dále bylo zjištěno, že všechny vertikální desky byly tvořeny feritickou maticí, neobsahovaly karbidy a neměly žádné vnitřní defekty. Mechanické zkoušky byly provedeny na opracovaných deskách a vyšly následovně: pevnost v tahu 413 – 482 MPa, mez kluzu 296 – 317 MPa, tažnost 18 – 25 % a tvrdost 133 – 167 HBW. Všechny tyto vlastnosti splňovaly či převyšovaly specifikaci ASTM pro litinu s kuličkovým grafitem a byly vlastnostmi srovnatelné s běžnými velikostmi průřezu odlitků. Srovnání mikrostruktury vertikálních desek je na obrázku 21[5].



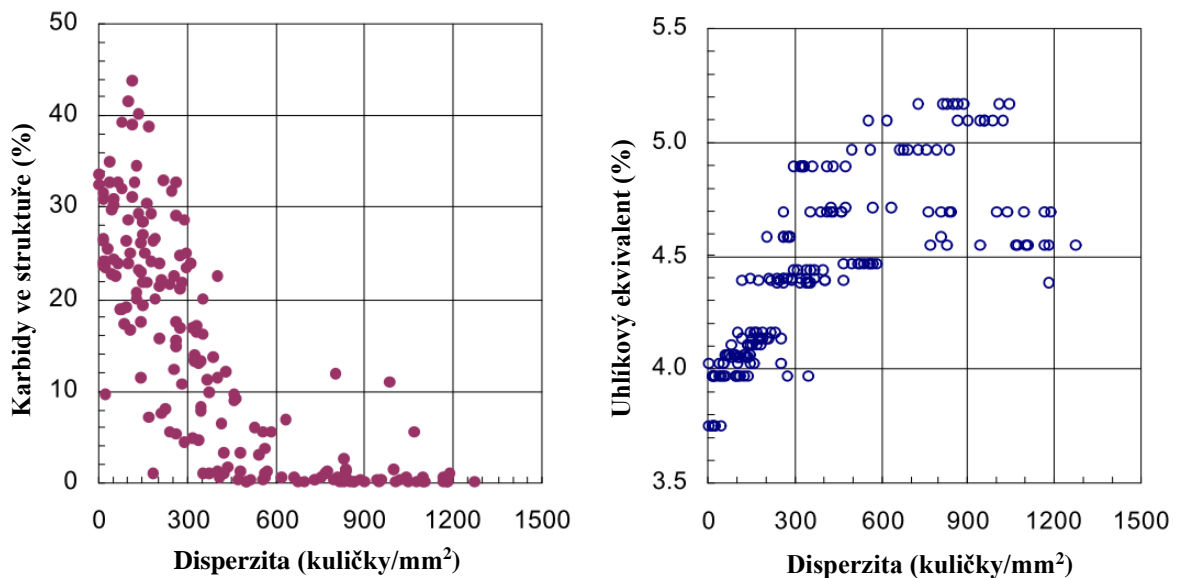
Obr. 21: Srovnání mikrostruktury vzorků, leptáno Nitalém [5].

Plocha grafitu tvořila asi 10 % z metalografických složek a mikrostruktura všech desek byla převážně feritická. Bylo zjištěno, že počet kuliček grafitu roste lineárně se zvětšující se rychlostí ochlazování, znázornění této závislosti je na obrázku 22 [5].



Obr. 22: Závislost mezi disperzitou a rychlosti ochlazování vertikálně odlitých destiček [5].

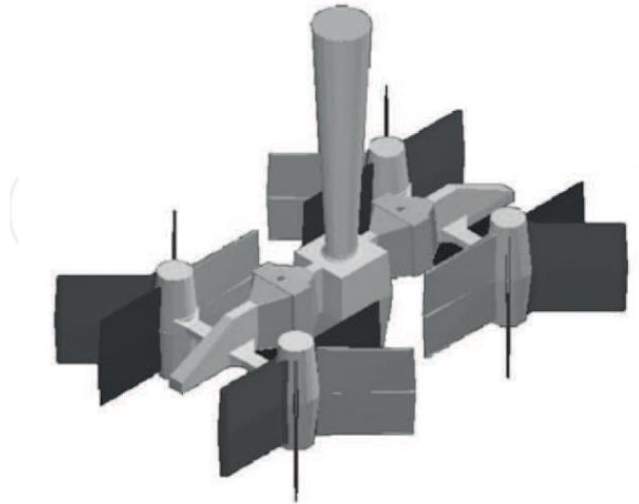
Pro metodu očkování a modifikaci taveniny v jedné pánvi Stefanescu vyhodnotil pro samostatně lité destičky další závěry. S přibývajícím obsahem křemíku roste podíl feritu ve struktuře. Až na několik výjimek je potřeba minimálně 600 kuliček·mm⁻² k získání struktury s méně než 2 % karbidů. Disperzita koreluje s uhlíkovým ekvivalentem, jak je znázorněno na obrázku 23. Abychom získali minimálně 600 kuliček·mm⁻² a strukturu bez karbidů, je nutné udržovat CE ≥ 4,5 [5].



Obr. 23: Závislost množství karbidů a hodnoty uhlíkového ekvivalentu na disperzitě taveniny u samostatně odlitých destiček [5].

6.4 Metoda odlévání zkušebních destiček dle Labrequa

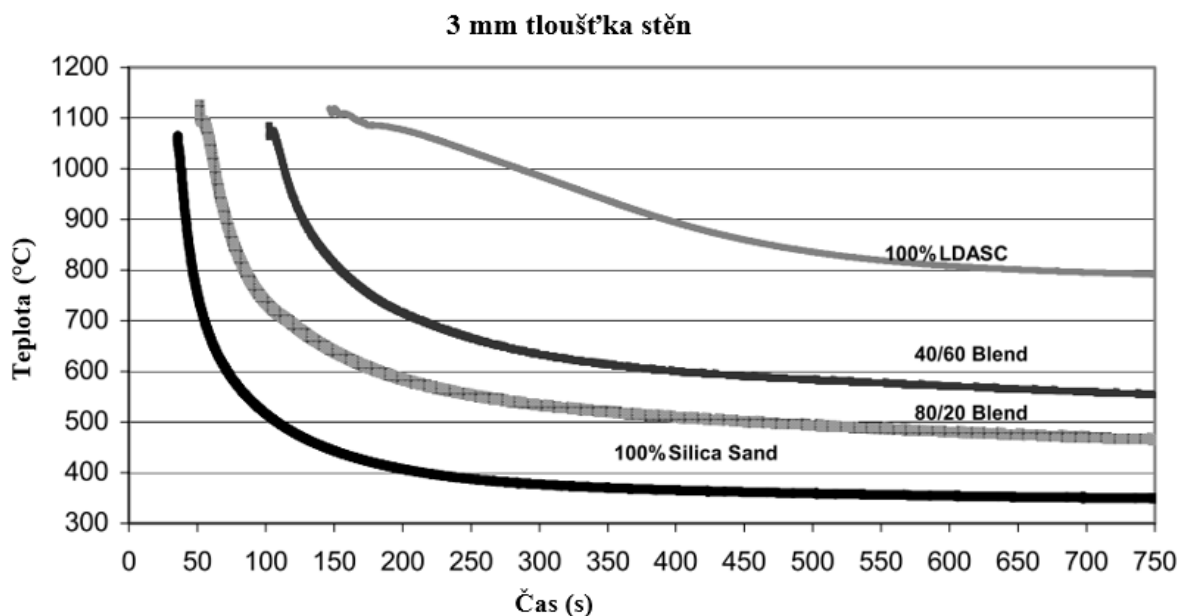
Další model ke studiu účinků rychlosti ochlazování byl vytvořen Labrequem [41] a odléváním připomínal průmyslové podmínky. Rychlost ochlazování byla řízena použitím izolačního LDASC písku, schéma modelu je na obrázku 24.



Obr. 24: Model dle Labrequa [7].

Zkušební odlitky byly dlouhé 80 mm, vysoké 85 mm a tloušťka se rozšiřovala od kraje 3,6 mm do středu vtoku 10 mm z důvodu úkosu. Tavba byla provedena v indukční peci, dále byla v mezipánvi provedena modifikace slitinou Mg_6FeSi a kov byl naočkován 0,75 %FeSi75 do proudu kovu z mezipánve do lící pánve. Teplota v lící pánvi se pohybovala od 1415 °C pro první formu do 1380 °C pro poslední, šestou formu [41].

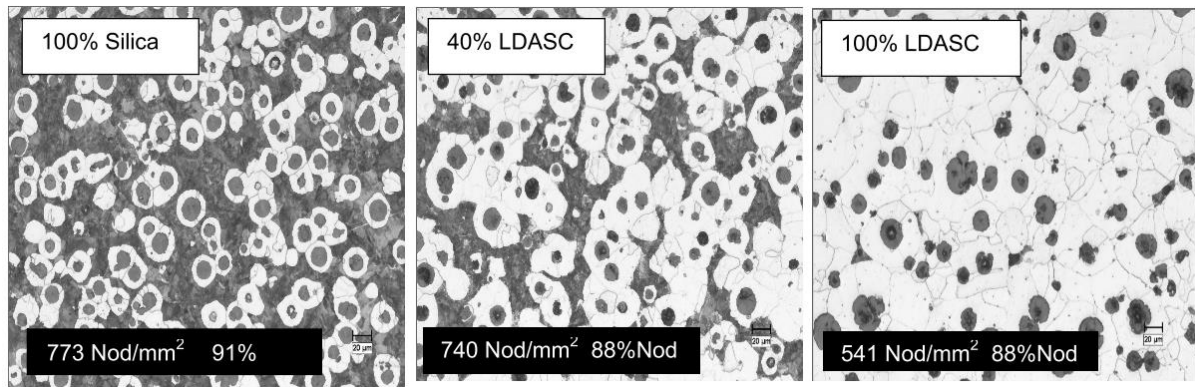
Labreque hodnotil vliv přidavku izolačního písku LDASC do 2,5 cm křemenné vrstvy písku. Na obrázku číslo 25 je znázorněn vliv použití LDASC na tuhnutí a chladnutí 3 mm desek.



Obr. 25: Vliv použitého obsahu LDASC písku na tuhnutí a chladnutí 3 mm desek [41].

Z výše uvedeného grafu vyplývá, že s přibývajícím obsahem LDASC písku rychlost ochlazování odlitků klesá. Jak je výše znázorněno na křivkách, při použití 100 % LDASC izolačního písku je potřeba 400 sekund k dosažení 900 °C. Použitím 100 % křemenného písku ve formě docílíme 900 °C již po 50 sekundách.

Na obrázku 26 jsou znázorněny snímky mikrostruktur 3 mm odlitých vzorků. Při použití 100 % LDASC písku bylo zaznamenáno nejnižší počet kuliček/mm² a dosaženo plně feritické matrice ve struktuře 3mm destičky [40].



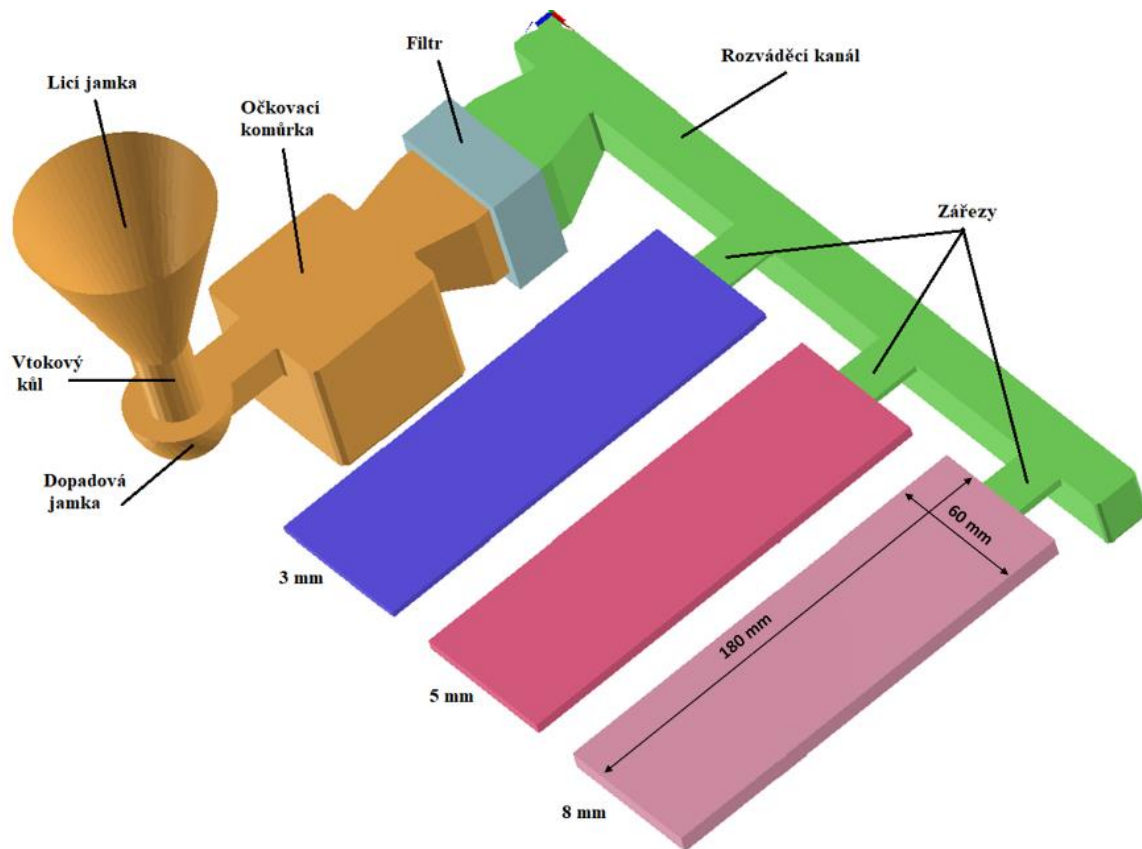
Obr. 26: Snímky mikrostruktury 3 mm odlitků při použití různých obsahů LDASC písku [41].

7 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

Mezi cíle experimentální části práce bylo zkoušení vlivu různých očkovaadel na tenkostěnných odlitcích z LKG. Byl zkoumán vliv stopových prvků na grafitizační účinek pomocí obrazové analýzy a pomocí mechanických zkoušek (tvrdost, pevnost). Nejprve je objasněn popis modelu, složení taveniny a proces výroby odlitků a následně se práce zabývá vyhodnocením mechanických vlastností a mikrostruktury. Závěrem jsou data vynesena do grafů a tabulek a jsou formulovány závislosti stopových prvků na grafitizačním účinku očkovaadel.

7.1 Model a výroba formy

Na obrázku 27 je schematicky zobrazen model, skládající se z lici jamky, vtokového kůlu, dopadové jamky, očkovací komůrky, filtru, rozváděcího kanálu a zářezů propojující 3 zkušební destičky o tloušťkách 3, 5 a 8 mm.



Obr. 27: Schéma virtuálního modelu

Zkušební destičky byly všechny stejně dlouhé 180 mm a široké 60 mm, odlišovaly se pouze v jejich tloušťce. V dělicí rovině formy byly zhotoveny výfuky propojující zkušební destičky z důvodu odvodu plynu a správného zaběhnutí taveniny do formy. Celkem byly provedeny 2 tavby a každá se skládala ze 6 forem. Modely byly zaformovány do křemenného ostřiva pojeným anorganickým geopolymerním pojivem Geopol.

7.2 Tavení a odlévání

Celkově byly ve školní slévárně VUT FSI provedeny 2 tavby litiny s kuličkovým grafitem. Tavení probíhalo v elektrické indukční peci a pro modifikaci byla použita předslitina Lamet. Na obě taveniny byla v pánvi aplikována krycí slitina Topseed pro zvýšení účinku hořčičku a lepší stáhnutí strusky z hladiny kovu [42]. Časová prodleva od zahájení modifikace, přesunu pánve na lici pole, stažení strusky až po začátek odlévání první formy byla v obou případech

stejná a trvala kolem 2 minut. Samotné lití jedné tavby po 6 formách trvalo u obou taveb přibližně stejně, mezi 50 – 53 sekundami. Lití jedné formy trvalo průměrně kolem 4 sekund. Co se týče uhlíkového ekvivalentu, naše snaha byla dosáhnout hodnoty CE = 4,4 – 4,7. Požadované chemické složení taveniny je uvedeno v tabulce č. 4.

Tab. 4 Požadované chemické složení tavenin.

	% C	% Mn	% Si
min	3,6	-	2,5
max	3,8	0,5	2,7

7.2.1 Tavba E

Formy v této tavbě byly všechny odlity v horizontální poloze a očkování proběhlo vždy ve formě metodou in-mold. Vsázkové suroviny použité na tavbu jsou shrnuty v tabulce č. 5.

Tab. 5 Vsázkové suroviny použité pro tavbu E.

Vsázka E	ocel	vrat LKG	SŽ	uhlík	FeSi75	Lamet	Topseed	plechy
m [kg]	3	30	23	0,25	0,30	0,70	0,60	0,50

Celková hmotnost vsázky byla 59 kg. Dále proběhlo ještě nauhličení 0,21 kg C a dolegování 0,36 kg slitinou FeSi75. Záznam průběhu tavby je shrnuto v tabulce č. 6.

Tab. 6 Záznam průběhu tavby E.

Čas	Průběh tavby
7:10	Začátek nahřívání pece
	Roztaveno na teplotu 1450 °C
10:35	Odebrání vzorku na analýzu
	Ohřev taveniny na odpich
11:08	Odpich do pánve bez modifikace – kvůli ohřevu pánve
11:11	Vráceno do pece
	Ohřev na odpich
11:14	Odpich a modifikace, teplota taveniny 1564 °C
11:16	Lití, teplota taveniny 1409 °C

V tabulce č. 7 je dále uvedeno chemické složení tavby E a hodnota uhlíkového ekvivalentu.

Tab. 7 Chemické složení tavby E.

V pánvi	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Ni	% Cu	% Fe	Cekv.
	3,66	3,15	0,15	0,03	0,01	0,03	0,02	0,03	92,78	4,71

7.2.2 Tavba F

Jelikož byly zjištěny v tavbě E vnitřní staženiny, byla odlita ještě jedna tavba F, u které byla použita stejná očkovačla a byla snaha dosáhnout podobného chemického složení. Všechny 6 forem v této tavbě byly odlity se sklonem 7° od vodorovné polohy (obr. 28). Tento sklon byl volen ve snaze dosáhnout postupného plnění a vyvarovat se možným vnitřním staženinám.



Obr. 28: Znárodnění forem tavby F se sklonem 7°.

Vsázkové suroviny, průběh tavby a souhrn chemického složení jsou shrnuty níže v tabulkách č. 8, 9 a 10.

Tab. 8 Vsázkové suroviny použité pro tavbu F.

Vsázka F	ocel	vrat LKG	SŽ	uhlík	FeSi75	Lamet	Topseed	plechy
m [kg]	3	30	23	0,50	0,30	0,70	0,60	0,50

Tab. 9 Záznam průběhu tavby F.

Čas	Průběh tavby
10:35	Začátek nahřívání pece
13:10	Roztaveno na teplotu 1450 °C
13:15	Odebrání vzorku na analýzu
13:35	Výsledek 4,6 %C, ředění 2,5 kg uhlíkové oceli
13:40	Odebrání 2. vzorku na analýzu
14:05	Výsledek 4,0 %C, dolegování 0,21 kg uhlíku
	Ohřev taveniny na odpich, teplota taveniny 1550 °C
	Odpich do pánve bez modifikace – kvůli ohřevu pánve
	Tavenina vrácena do pece a ohřev na odpich
	Odpich a modifikace, teplota taveniny 1560 °C
14:20	Lití, teplota taveniny 1450 °C

Tab. 10 Chemické složení tavby F.

V pánvi	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Ni	% Cu	% Fe	Cekv.
	3,71	2,64	0,27	-	0,01	0,04	0,02	0,04	93,12	4,58

7.3 Použitá očkovadla

Očkování taveniny bylo provedeno pomocí očkovacích tělísek o hmotnosti 10 g (obr. 29). Tato tělíska byla dodána firmou Elkem a byla speciálně připravena pro tento experiment pro ověření grafitizačního účinku. Tělíska byla umístěna ve známce v dopadové jamce pod vtokovým kulem metodou in-mold. Tělíska nebyla umístěna v očkovací komůrce, neboť v předchozích experimentech A – D bylo vyzorováno nedokonalé rozpuštění celého tělíska. Dávkování očkovadla bylo 0,15 % z hmotnosti odlitého kovu a každá forma obsahovala jiný druh očkovadla.



Obr. 29: Použitá očkovací tělíska.

V tabulce č. 11 jsou shrnuty použitá očkovadla a jejich chemické složení. Použití konkrétního očkovadla je zaznačeno na zkušební odlitku daným číslem. Např. odlitek označený E1 je vyroben za použití očkovadla č.1 a byl odlitý jako první v dané tavbě.

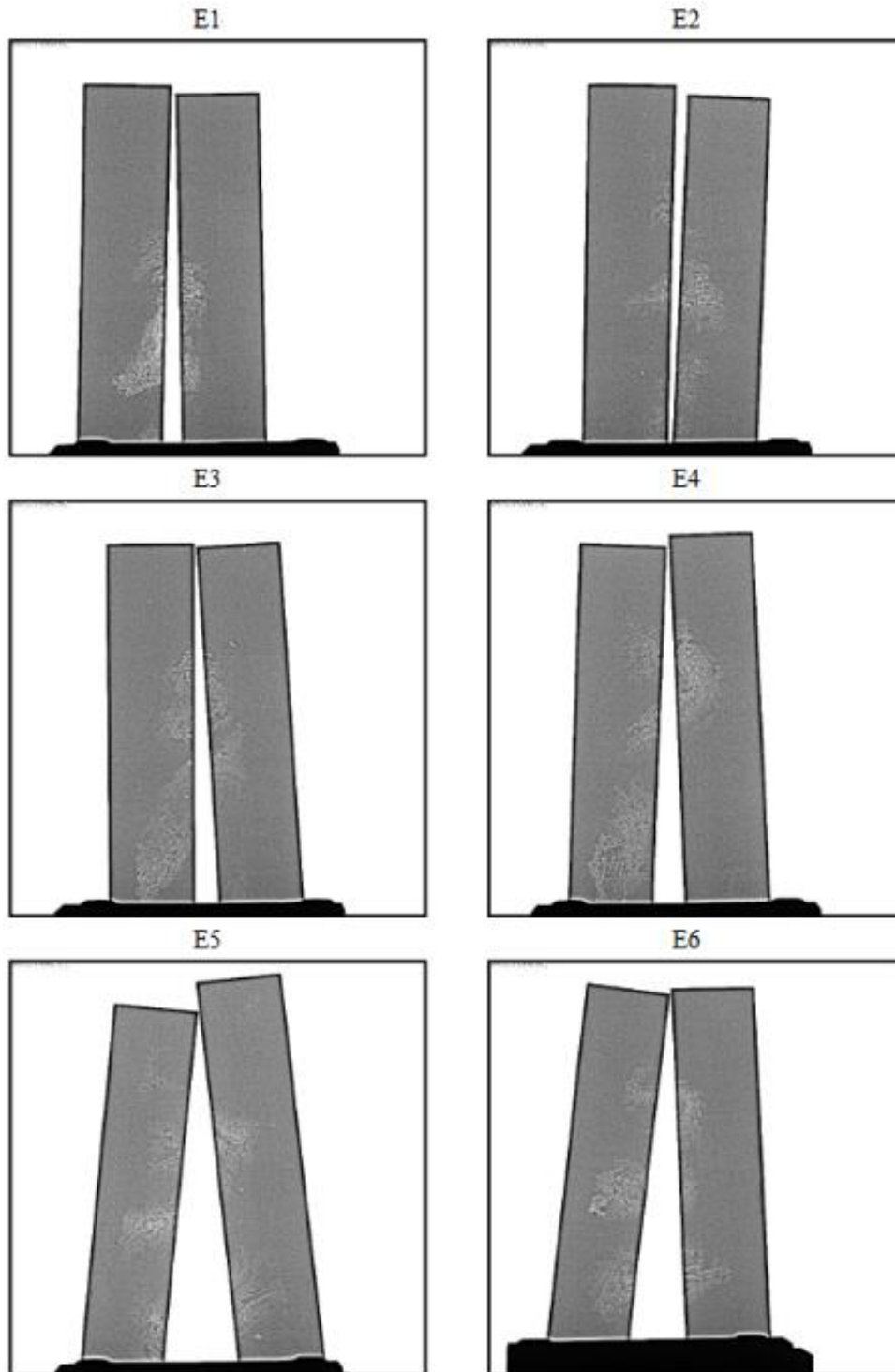
Tab. 11 Použitá očkovadla a jejich chemické složení.

	Název	% Si	% Mg	% Al	% Ca	% Mn	% Zr
1	Blend 8351	70,90	1,54	3,98	1,31		
2	Blend 8353	71,10	2,13	0,86	0,86		1,77
3	Blend 8466	67,57	1,12	3,58	1,02		
4	Blend 8498	67,60	0,99	3,65	1,13		1,61
5	Blend 8513	64,53	1,07	1,04	1,23	3,96	3,78
6	Blend 8528	72,17	0,70	0,36	0,27		

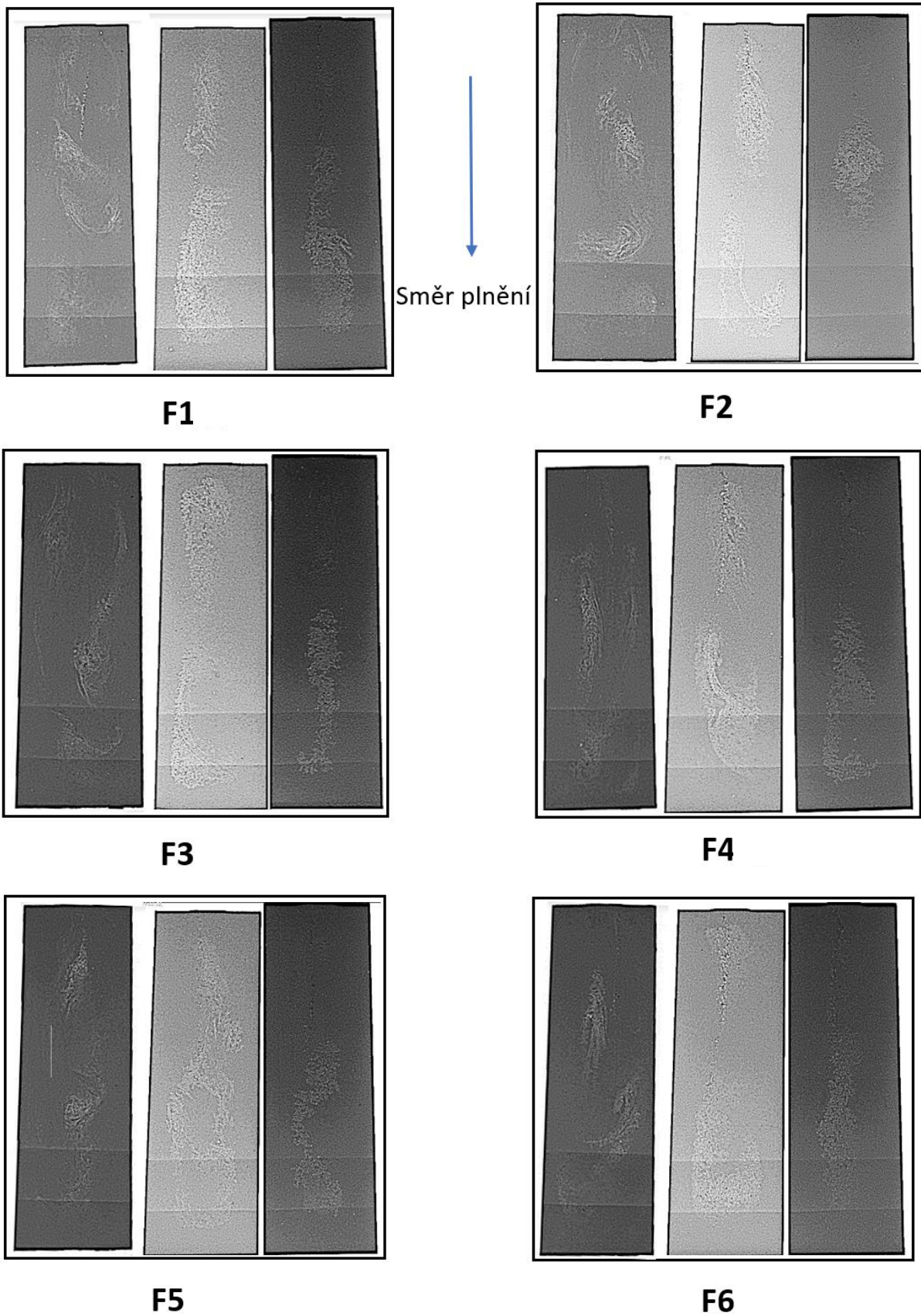
7.4 Vyhodnocení vnitřní jakosti odlitků

Žádné zkušební destičky po vytáhnutí z forem nevykazovaly známky nezaběhnutí. Pro zjištění vnitřní jakosti a možných vnitřních staženin byla použita RTG analýza, která nám byla provedena na zařízení XYLON ve firmě Kovolit, a.s. Modřice. Bylo zjištěno, že všechny destičky obsahují vnitřní vady typu osových staženin, soustředující se primárně kolem tepelné osy a v ose její tloušťky. Ačkoli bylo složení kovu nadeutektické, nebyl vliv grafitické expanze pro zamezení staženin dostatečný. Tloušťka zkušebních destiček ovlivňuje dosazovací vzdálenosti toku taveniny a ochlazovací účinek stěn destiček. Jestliže došlo nejprve k tuhnutí horní a spodní plochy destičky, nebyla dále možnost dosazovat taveninu do vzdálenějších míst

destičky kvůli teplotnímu gradientu v odlitku a neusměrněnému tuhnutí. V tavbě F lité se sklonem 7° se i tak objevily vnitřní staženiny. Možností, jak omezit vnitřní staženiny by mohlo pomoci naklonit formu ještě pod větším úhlem či odlévat přímo ve svislé poloze (dle Labrecqua [41]), u které by se změnil průběh tuhnutí a tavenina by měla možnost neustálého dosazování tekutého kovu. Na obrázku č. 30 a 31 jsou srovnány RTG snímky z tavby E a F.



Obr. 30: Viditelné osové staženiny na RTG snímcích zkušebních destiček tavby E pro tloušťku 3 mm [43].

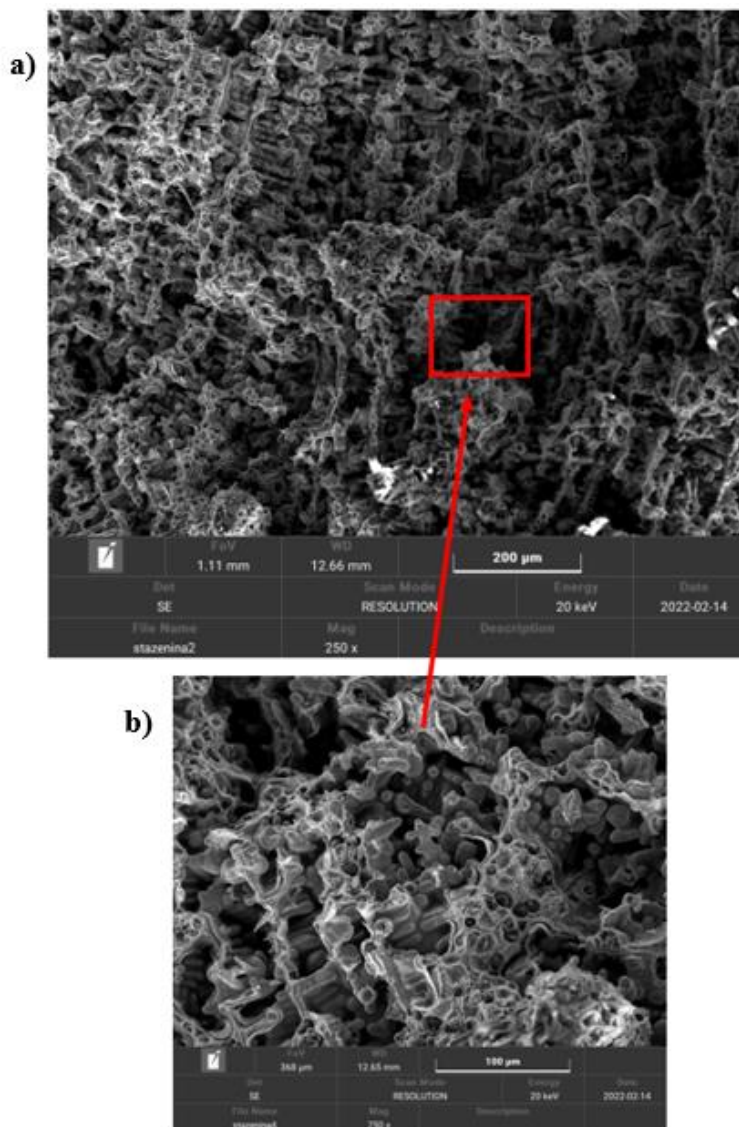


Obr. 31: Viditelné osové stažení na RTG snímcích zkušebních destiček tavby F uspořádané vedle sebe v pořadí 3, 5 a 8 mm.

Na obrázku 32 je viditelné rozložení staženiny v příčném řezu destičky na metalografickém výbrusu a na obrázku 33 je staženina vyfocena na lomové ploše pomocí SEM mikroskopu.



Obr. 32: Snímek osové staženiny u destičky E3 pro tloušťku 5 mm.

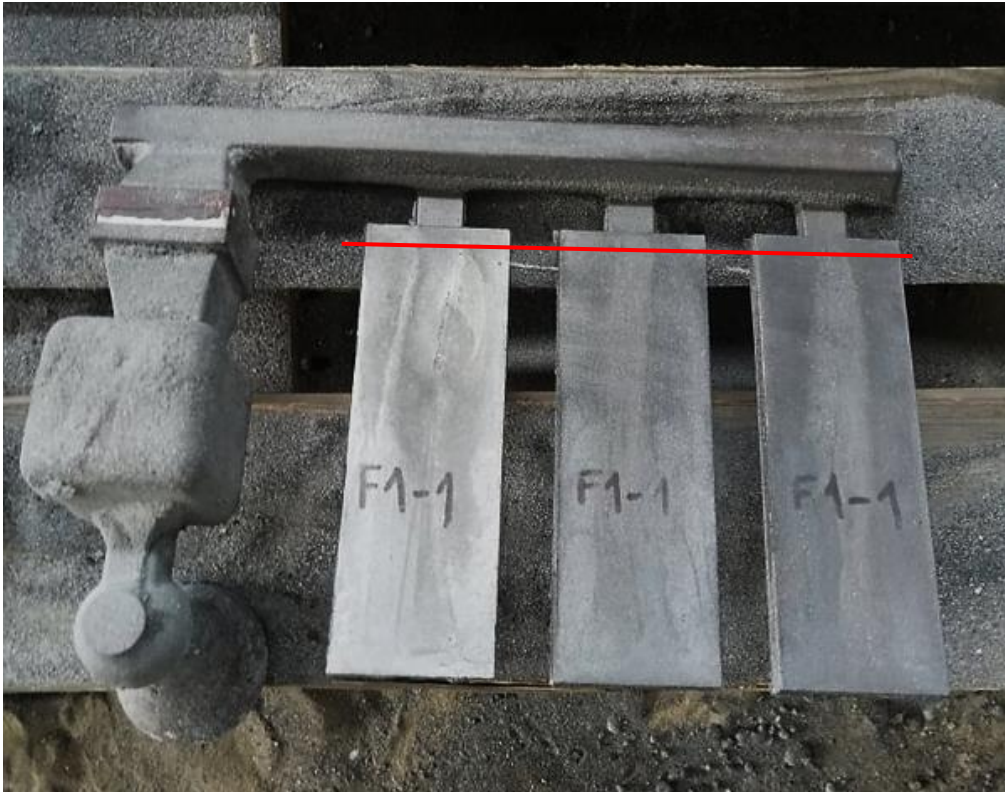


Obr. 33: a) SEM snímek vnitřní staženiny tavby E3 pro tloušťku 5 mm, zvětšeno 250×

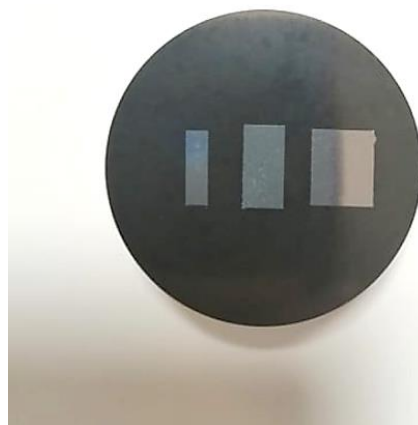
b) detailní SEM snímek vnitřní staženiny tavby E3 pro tloušťku 5 mm, zvětšeno 750×.

7.5 Vyhodnocení struktury zkušebních odlitků

Hodnocení struktury zkušebních destiček bylo provedeno pomocí optické mikroskopie a obrazové analýzy ve výzkumném centru CEITEC. Vzorky byly odebrané ve vzdálenosti 15 mm od kraje destičky navazující na zářezy obr. 34). Snímek metalografického výbrusu je zobrazen na obrázku 35.



Obr. 34: Znárodnění řezu pro odebrání vzorků pro metalografické výbrusy.

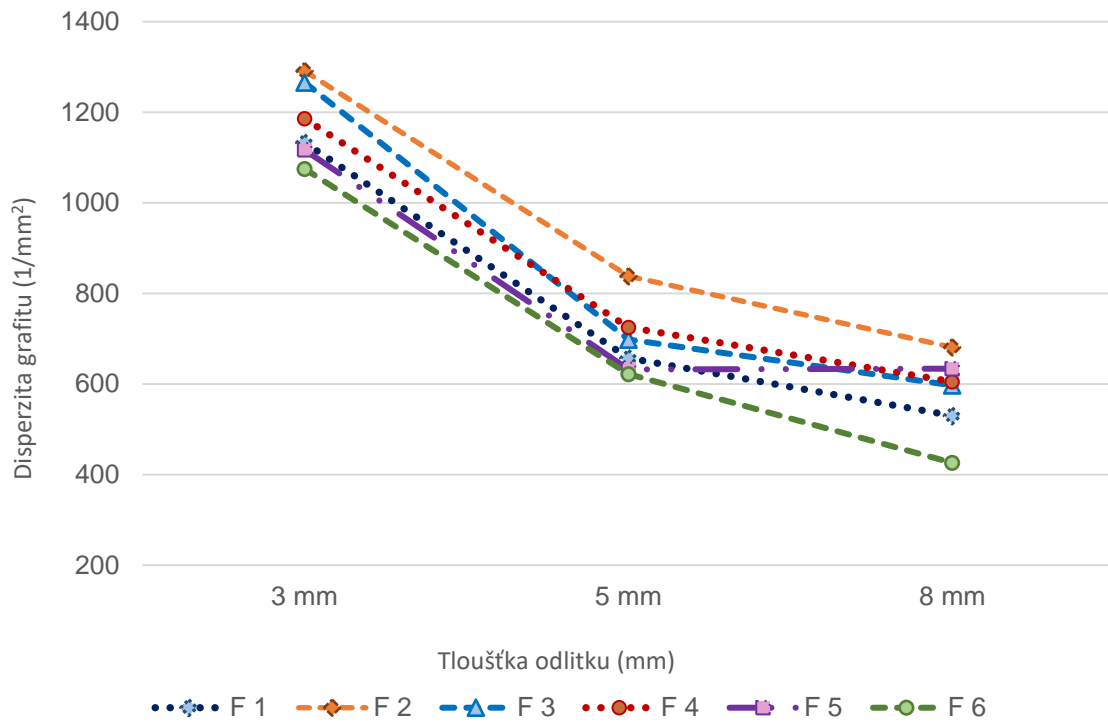


Obr. 35: Metalografický výbrus se vzorky zkušebních destiček.

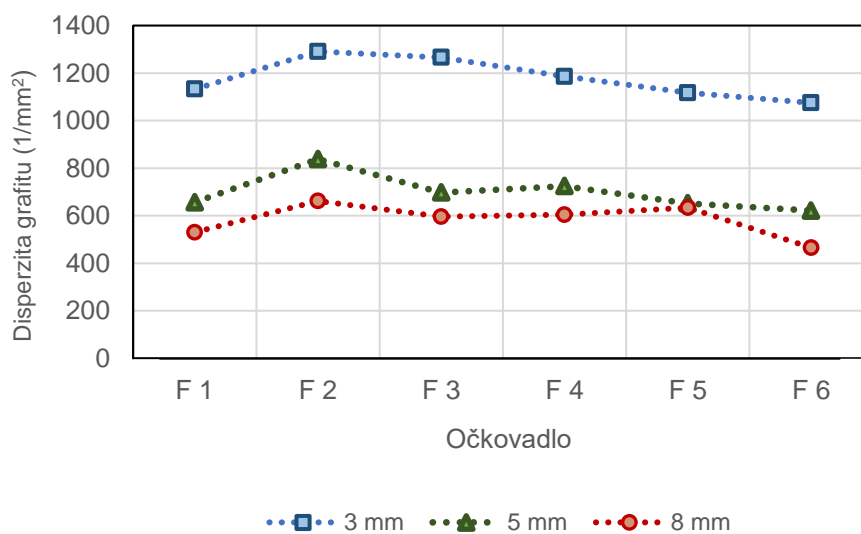
7.5.1 Vyhodnocení grafitu

Vzorky byly hodnoceny dle normy ČSN EN ISO 945-1 pomocí obrazové analýzy. Analýza vyhodnotila tvar grafitu, podíl grafitu, velikost grafitu dle velikostních tříd, nodularitu a disperzitu.

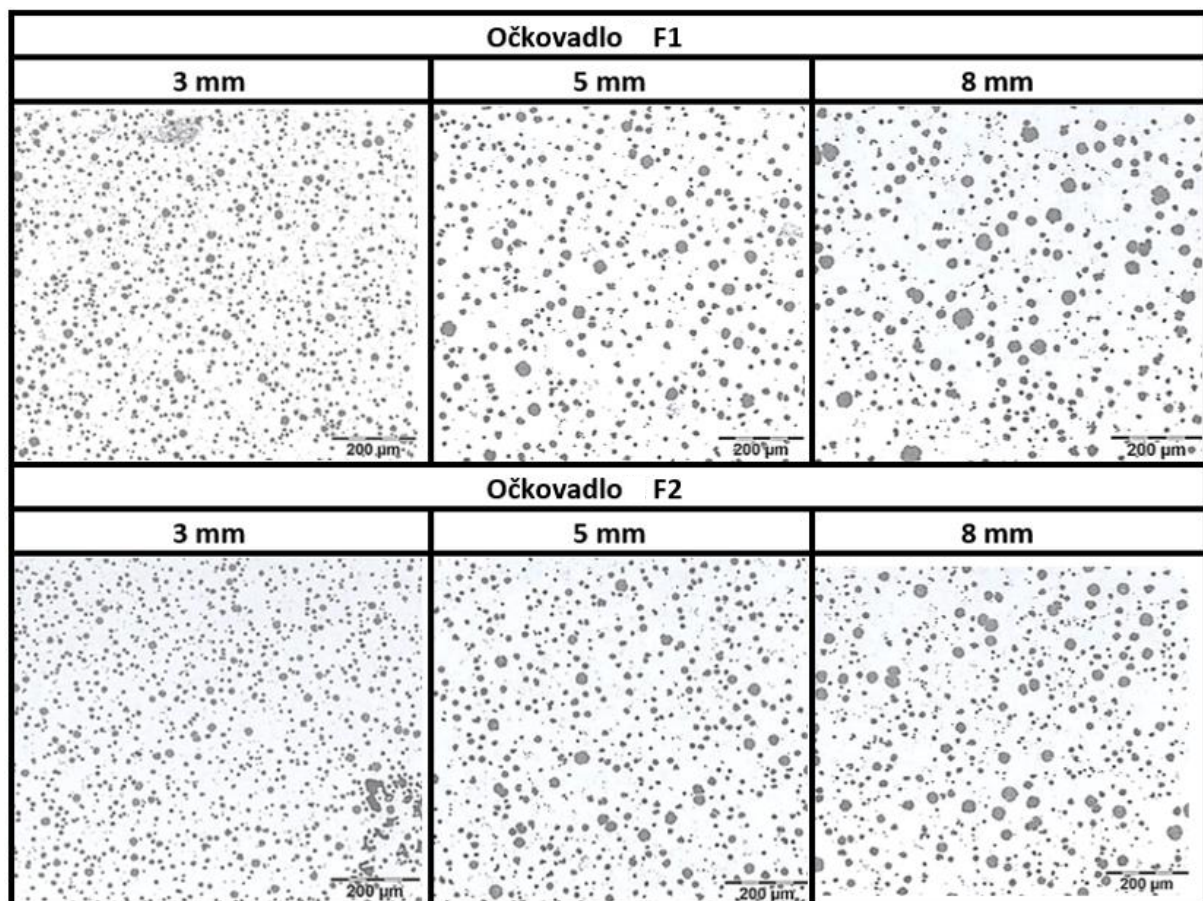
Výsledky vyhodnocení disperzity prokázaly, že tloušťka stěn odlitků silně ovlivňuje její hodnotu. Na obr. 36 je vyhodnocena disperzita grafitu pro vzorky z tavby F. Tato závislost disperzity grafitu na tloušťce odlitku měla téměř u všech vzorků stejný průběh a se zvětšující se tloušťkou disperzita grafitu klesala, viz obr. 37 a 38. Číselné hodnoty disperzity jsou uvedeny v tabulkách č. 12, 13, 14, 15, 16 a 17. Druh očkavadla rovněž hraje vliv na disperzitu grafitu. Očkavadlo č. 2, které obsahuje z uvedených očkavadel nejvíce hořčíku (2,1 %Mg) a obsahuje mimo jiné i zirkonium (1,8 %Zr) se projevilo jako očkavadlo podporující vyšší disperzitu grafitu. Z výsledků je patrné, že tloušťka odlitku představuje významnější vliv na disperzitu grafitu než použitý druh očkavadla.



Obr. 36: Vliv tloušťky stěny destiček na hodnotu disperzity grafitu.



Obr. 37: Závislost disperzity grafitu na tloušťce stěny odlitku.



Obr. 38: Snímky grafitu ve vzorcích F1 a F2 pro tloušťky stěn 3, 5 a 8 mm, zvětšeno 100×.

Tab. 12 Vyhodnocení hodnot obrazové analýzy vzorků 3 mm destiček tavby F.

3 mm	Podíl grafitu (%)	Disperzita (kuličky/mm ²)	Velikost grafitu (8,7,6,5) %	Tvar grafitu (VI,V,IV,III) %	Ferit/Perlit (%)	Nodularita (%)
F1	8,6	1133	87/13/0/0	30/64/1/4	34,6/65,4	94,0
F2	8,6	1290	90/10/0/0	38/59/1/3	25,9/74,1	96,0
F3	9,4	1266	87/13/0/0	43/53/1/3	25,4/74,6	95,7
F4	8,1	1186	88/12/0/0	29/66/1/4	34,4/65,6	94,7
F5	9,0	1117	85/15/0/0	34/60/1/5	29,6/70,4	93,3
F6	10,0	1074	80/20/0/0	43/48/1/0	27,5/72,5	91,0

Tab. 13 Vyhodnocení hodnot obrazové analýzy vzorků 5 mm destiček tavby F.

5 mm	Podíl grafitu (%)	Disperzita (kuličky/mm ²)	Velikost grafitu (8,7,6,5) %	Tvar grafitu (VI,V,IV,III) %	Ferit/Perlit (%)	Nodularita (%)
F1	9,1	656	56/42/2/0	35/56/2/7	43,9/ 56,1	90,7
F2	10,3	838	66/32/2/0	42/52/1/5	40,9/59,1	93,3
F3	9,2	697	58/40/2/0	36/56/1/7	38,1/61,9	90,7
F4	9,6	725	59/38/3/0	36/55/1/7	34,1/65,9	90,3
F5	9,6	631	52/44/4/0	33/56/1/9	35,3/ 64,7	88,0
F6	9,7	622	45/48/6/0	25/53/3/17	39,1/60,9	77,0

Tab. 14 Vyhodnocení hodnot obrazové analýzy vzorků 8 mm destiček tavby F.

8 mm	Podíl grafitu (%)	Disperzita (kuličky/mm ²)	Velikost grafitu (8,7,6,5) %	Tvar grafitu (VI,V,IV,III) %	Ferit/Perlit (%)	Nodularita (%)
F1	9,9	530	47/47/6/0	33/57/2/7	49,5/50,5	89,7
F2	10,2	681	61/33/5/0	32/59/1/7	59,9/40,1	90,7
F3	9,7	597	55/39/6/0	31/60/2/7	51,3/48,7	90,3
F4	10,0	605	56/37/7/0	31/60/1/7	54,8/45,2	90,7
F5	9,9	634	62/31/7/0	32/60/2/6	54,0/46,0	91,3
F6	9,6	425	41/41/17/1	18/50/3/22	38,1/61,9	67,7

Tab. 15 Vyhodnocení hodnot obrazové analýzy vzorků 3 mm destiček tavby E.

3 mm	Podíl grafitu (%)	Disperzita (kuličky/mm ²)	Velikost grafitu (8,7,6,5) %	Tvar grafitu (VI,V,IV,III) %	Ferit/Perlit (%)	Nodularita (%)
E1	9,1	1344	88/12/0/0	34/63/0/0	48,1/51,9	96,3
E2	7,4	1088	88/12/0/0	25/69/1/5	35,8/64,2	93,3
E3	10,7	1364	85/15/0/0	37/59/1/3	39,7/60,3	95,0
E4	9,1	1414	90/9/0/0	34/61/1/4	49,0/51,0	94,0
E5	8,7	1354	90/9/0/0	35/62/1/2	37,2/62,8	96,0
E6	9,5	1271	88/11/0/0	39/57/1/3	36,5/63,5	96,0

Tab. 16 Vyhodnocení hodnot obrazové analýzy vzorků 5 mm destiček tavby E.

5 mm	Podíl grafitu (%)	Disperzita (kuličky/mm ²)	Velikost grafitu (8,7,6,5) %	Tvar grafitu (VI,V,IV,III) %	Ferit/Perlit (%)	Nodularita (%)
E1	9,9	811	67/31/2/0	37/58/1/4	54,2/45,8	94,0
E2	8,9	861	75/24/1/0	27/65/2/5	54,5/45,5	92,3
E3	10,6	840	67/30/2/0	39/54/1/5	52,9/47,1	92,3
E4	8,4	841	75/24/1/0	23/70/2/5	59,8/40,2	91,7
E5	8,9	879	74/24/1/0	29/64/2/5	53,2/46,8	92,3
E6	9,4	739	65/32/3/0	27/65/2/5	47,8/52,2	92,0

Tab. 17 Vyhodnocení hodnot obrazové analýzy vzorků 8 mm destiček tavby E.

8 mm	Podíl grafitu (%)	Disperzita (kuličky/mm ²)	Velikost grafitu (8,7,6,5) %	Tvar grafitu (VI,V,IV,III) %	Ferit/Perlit (%)	Nodularita (%)
E1	9,2	657	63/32/5/0	25/63/3/7	65,6/34,4	87,3
E2	10,1	782	65/32/4/0	29/60/3/8	71,0/29,0	87,7
E3	10,7	1063	77/21/2/0	35/58/2/4	80,6/19,4	92,7
E4	9,0	1110	84/14/1/0	22/70/2/5	80,6/19,4	92,0
E5	10,3	870	71/27/2/0	35/59/1/4	74,8/25,2	94,3
E6	10,7	848	67/30/3/0	35/60/1/4	84,7/15,3	94,0

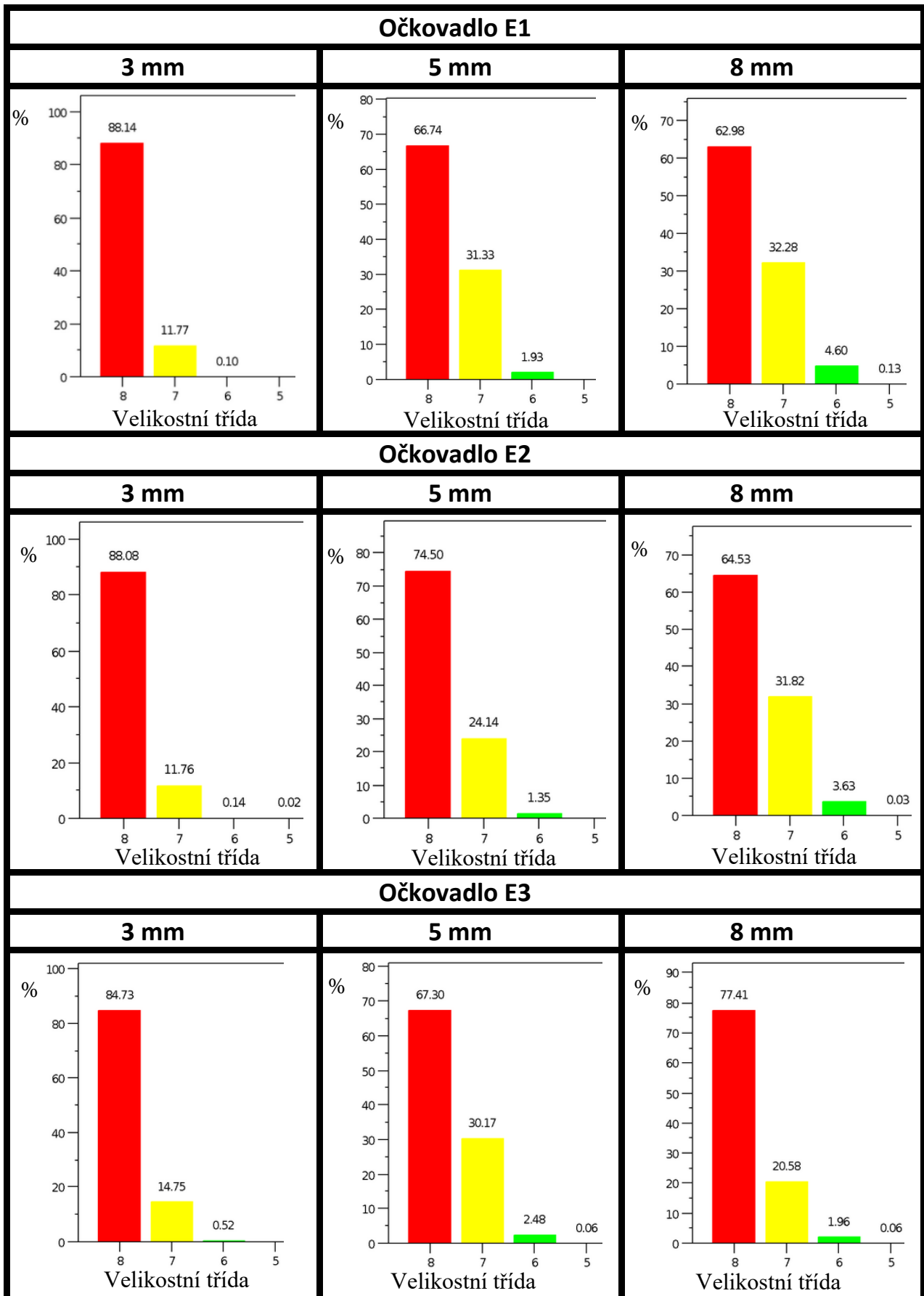
Dle výše uvedených tabulek č. 12, 13, 14, 15, 16 a 17 můžeme určit, že podíl vyloučeného grafitu v obou tavných nezávisí na tloušťce stěny a rovněž nijak výrazně nezávisí na použitém očkovaadle. Interval, ve kterém se pohybuje množství podílu grafitu ve všech vzorcích je od 8,9 – 10,7 %, (výjimečně 7,4 %).

Jako další byl vyhodnocen parametr velikosti grafitu. V tabulkách č. 12, 13, 14, 15, 16 a 17 je přesné roztrídění grafitu do jednotlivých velikostních tříd. Charakter tohoto parametru byl téměř stejný u obou taveb E i F. Na obrázcích 39, 40, 41 a 42 je grafické znázornění jednotlivých velikostních tříd pro tavy E a F. Ve vzorcích s nejtenčími 3 mm stěnami se vyskytuje převaha nejjemnějšího grafitu připadající třídě 8. V 5 mm stěnách narůstá procento grafitu vyloučeného ve velikostní třídě 7 a klesá procento grafitu vyloučené ve třídě 8. Ve zkušebních odlitcích s nejtlustšími 8 mm stěnami se objevuje zastoupení grafitu ve třídě 6, neboť odlitek tuhne pomaleji a grafitová kulička má čas růst. Z výsledků vyplývá, že s přibývajícím tloušťkou stěny má grafit tendenci vylučovat se do hrubších forem na úkor drobnějších kuliček. U vzorku číslo F6 bylo u všech tloušťek zjištěn nejnižší obsah velikostní třídy č. 8 ve srovnání s ostatními vzorky a kuličky grafitu se primárně vylučovaly do větších velikostí. Pravděpodobně to mohlo být způsobeno nízkým obsahem Al a Ca v očkovaadle, které zapříčinily nízký počet grafitických zárodků s tendencí růst ve formě hrubého grafitu. Vzorky, ve kterých byly aplikovány očkovaadla č. 2, 4 a 5 obsahovaly nejvyšší obsah grafitu vyloučeného v nejjemnější třídě č. 8. Všechna zmíněná očkovaadla obsahovala mezi stopovými prvky i obsah Zr, který se ukázal jako prvek podporující jemnozrnnost grafitu.

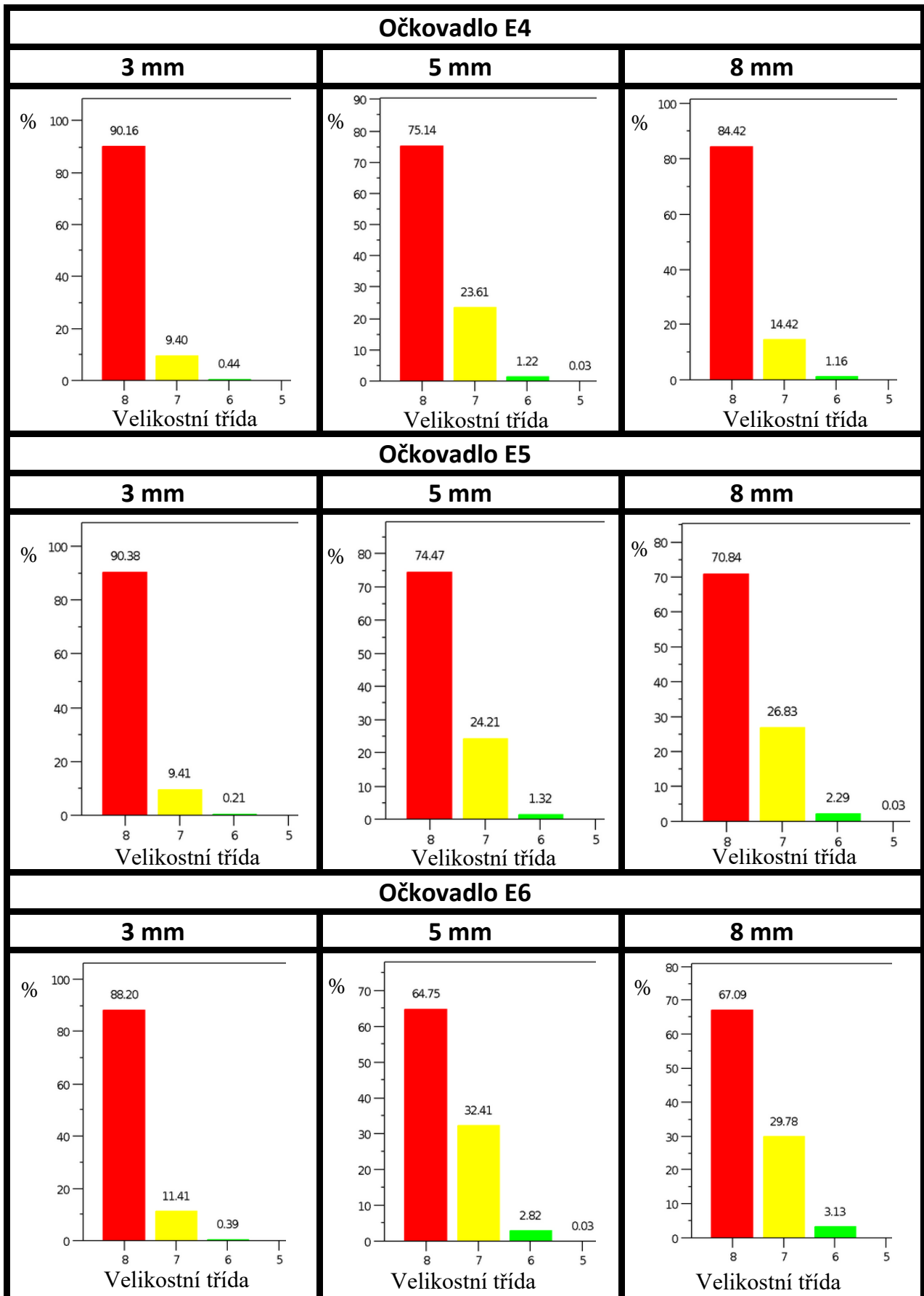
Mezi další vyhodnocený parametr obrazové analýzy patřil tvar grafitu. Až na vzorek F6 měly všechny zkušební vzorky velice podobný charakter. Grafit se z největší části vyskytoval vždy ve tvarové třídě V, který zastupuje mírně nepravidelné tvary kuliček. Druhý nejvyšší obsah kuliček se vyskytovalo ve tvarové třídě VI ve formě dokonalých kuliček. Zbytek grafitu pak patřil formám více se odchylojícím od přesného tvaru kuliček.

Vzorek F6 se od ostatních odlišoval vysokým obsahem kuliček ve třídě III a to dokonce v takovém obsahu, že obsah kuliček v nedokonalých formách bylo více než ve třídě, kde byly kuličky vyloučeny v dokonalém tvaru. Přestože byla forma F6 litá jako poslední v této tavně, k odeznívání očkovaní a s tím spojené degenerace tvaru kuliček do tvaru červíků nemohlo dojít z důvodu krátké doby manipulace a lití. U tavy E, popř. vzorku E6 se podobná odchylka neobjevila. Přesné číselné vyhodnocení tvaru grafitu je uvedeno v tabulkách č. 12, 13, 14, 15, 16 a 17.

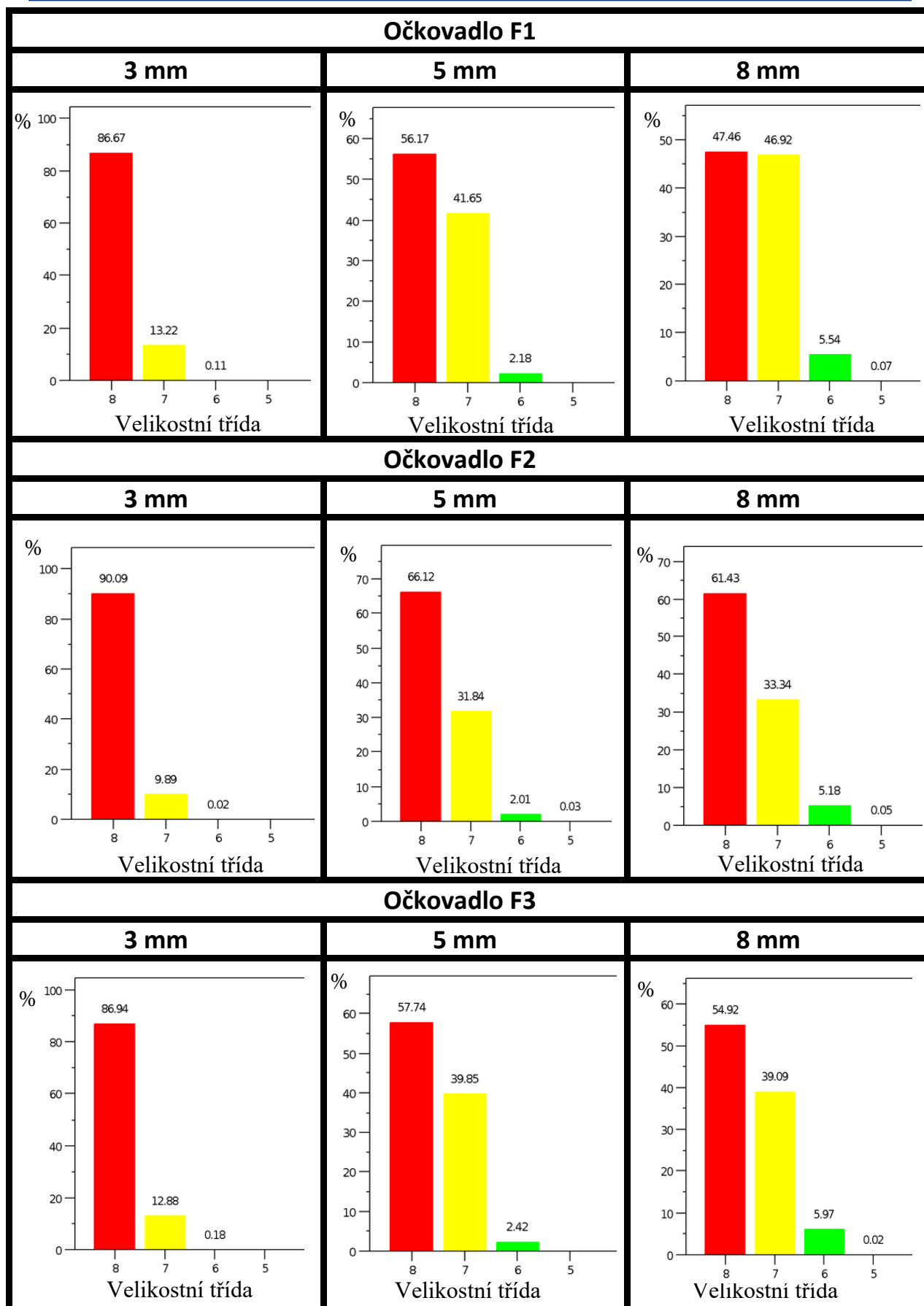
Hodnocení nodularity je uvedeno výše v tabulkách č. 12, 13, 14, 15, 16 a 17. Dokonalejší tvar kuliček se u obou taveb vyskytuje u destiček s nejtenčími 3 mm stěnami a pohybuje se v intervalu 91,0 – 96,3 %. S rostoucí tloušťkou stěny klesá hodnota nodularity. U nejsilnějších stěn vzorků s 8 mm stěnami se nodularita pohybovala mezi hodnotami 87,3 – 94,3 %. Výjimkou je vzorek F6, u kterého se pohybovaly hodnoty nodularity na spodní hranici intervalu a u vzorku s 8 mm stěnami byla hodnota nodularity pouze 67,7 % a výrazně se tak odlišovala od ostatních vzorků.



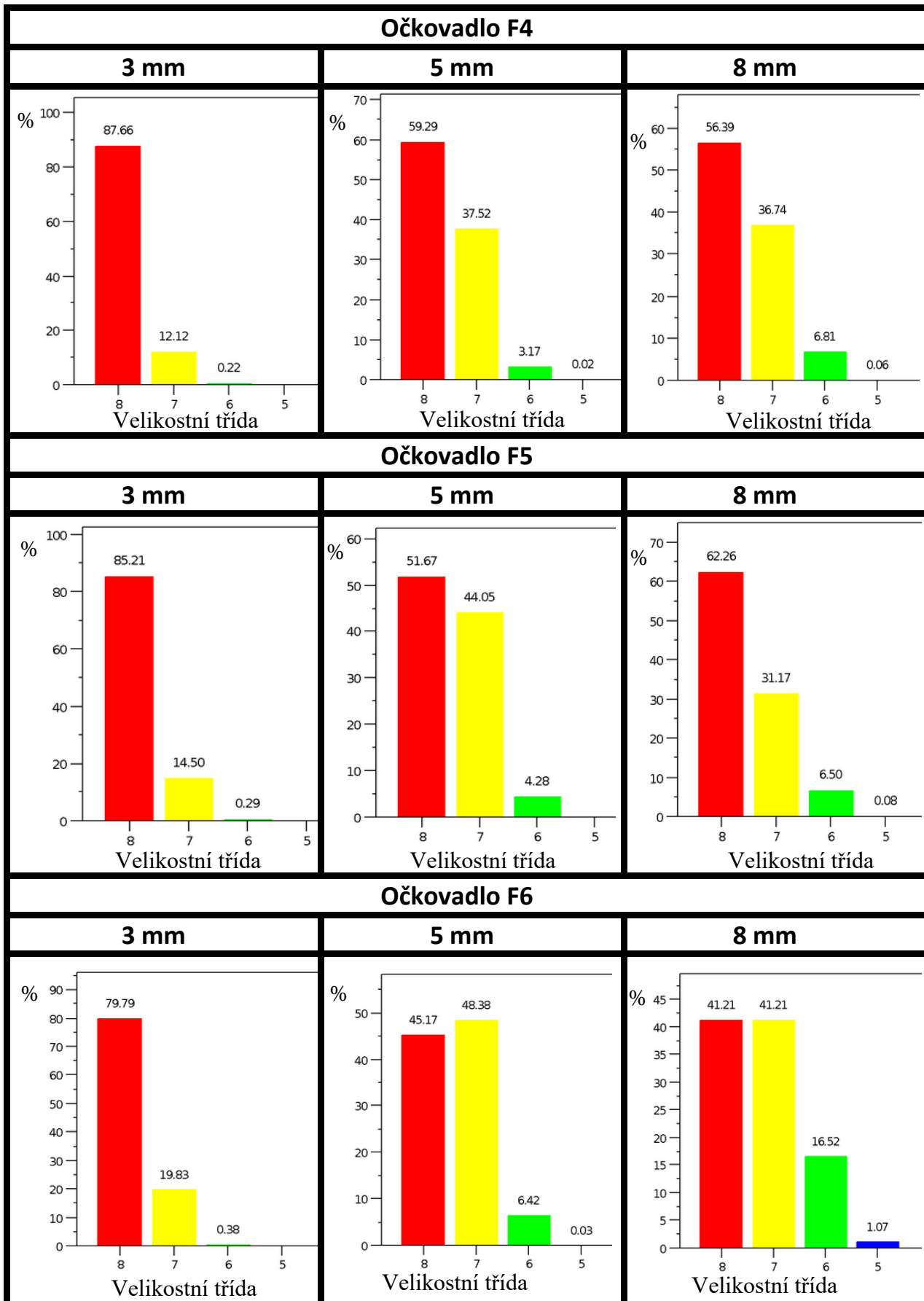
Obr. 39: Vyhodnocení velikostních tříd grafitu vybraných vzorků E1-E3 pro tloušťky stěn 3, 5 a 8 mm.



Obr. 40: Vyhodnocení velikostních tříd grafitu vybraných vzorků E4-E6 pro tloušťky stěn 3, 5 a 8 mm.



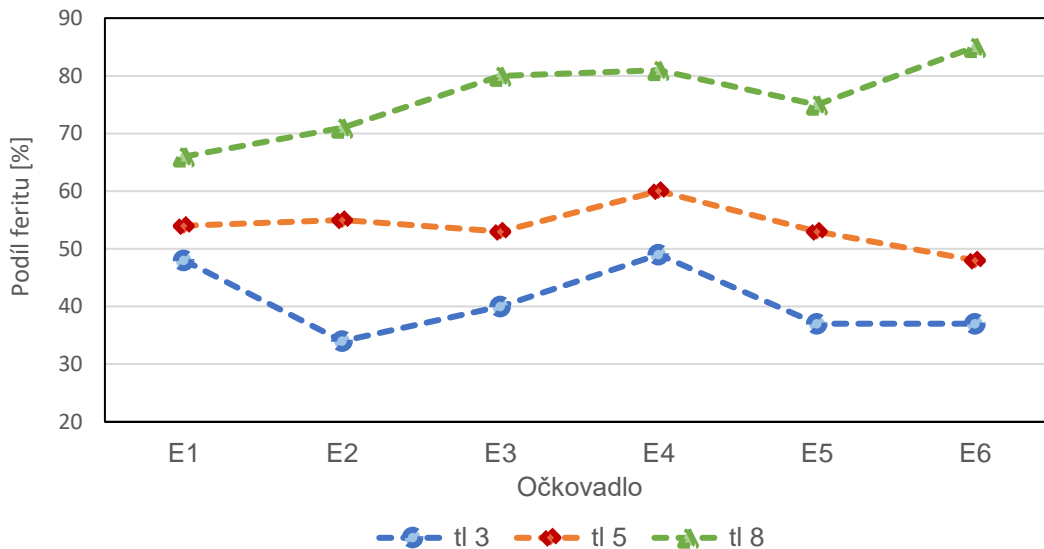
Obr. 41: Vyhodnocení velikostních tříd grafitu vybraných vzorků F1-F3 pro tloušťky stěn 3, 5 a 8 mm.



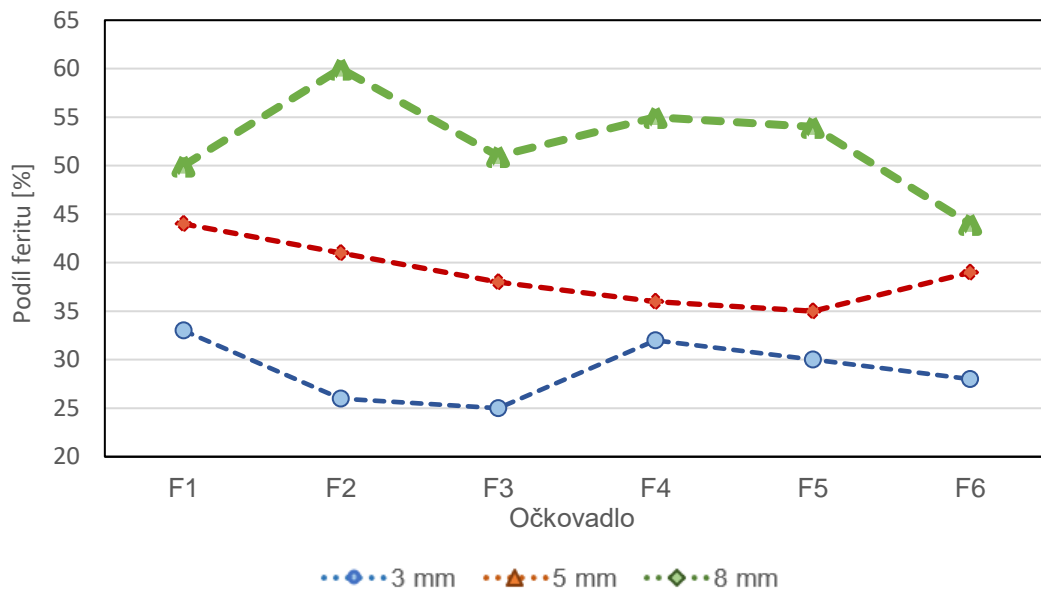
Obr. 42: Vyhodnocení velikostních tříd grafitu vybraných vzorků F4-F6 pro tloušťky stěn 3, 5 a 8 mm.

7.5.2 Vyhodnocení základní kovové hmoty

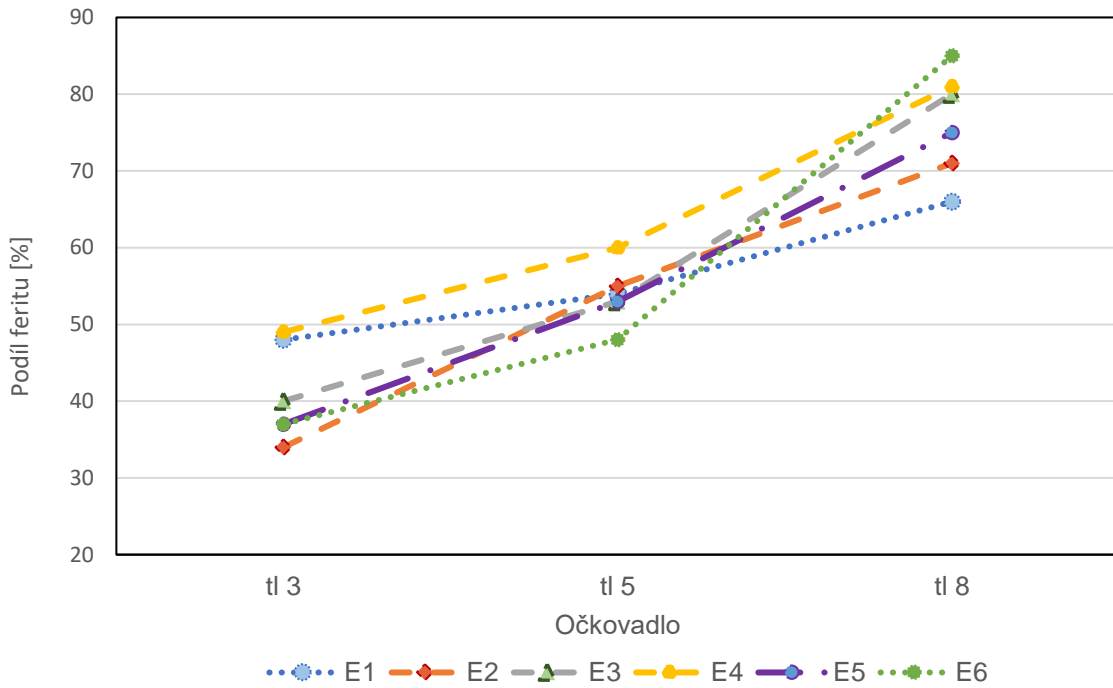
Ve všech zkušebních vzorcích byla vyhodnocena základní kovová hmota jako ferito - perlitická. V odlitcích s nejtenčími stěnami byl prověřen na metalografickém výbrusu možný výskyt cementitické struktury, který ovšem nebyl nalezen, tavenina tedy ve všech vzorcích tuhla stabilně. Na obrázcích 43 a 44 je znázorněn vliv použitého očkovadla na podíl feritu ve struktuře u tavby E a F. Na následujících obrázcích 45 a 46 je znázorněn vliv tloušťky stěny odlitku na podíl feritu ve struktuře.



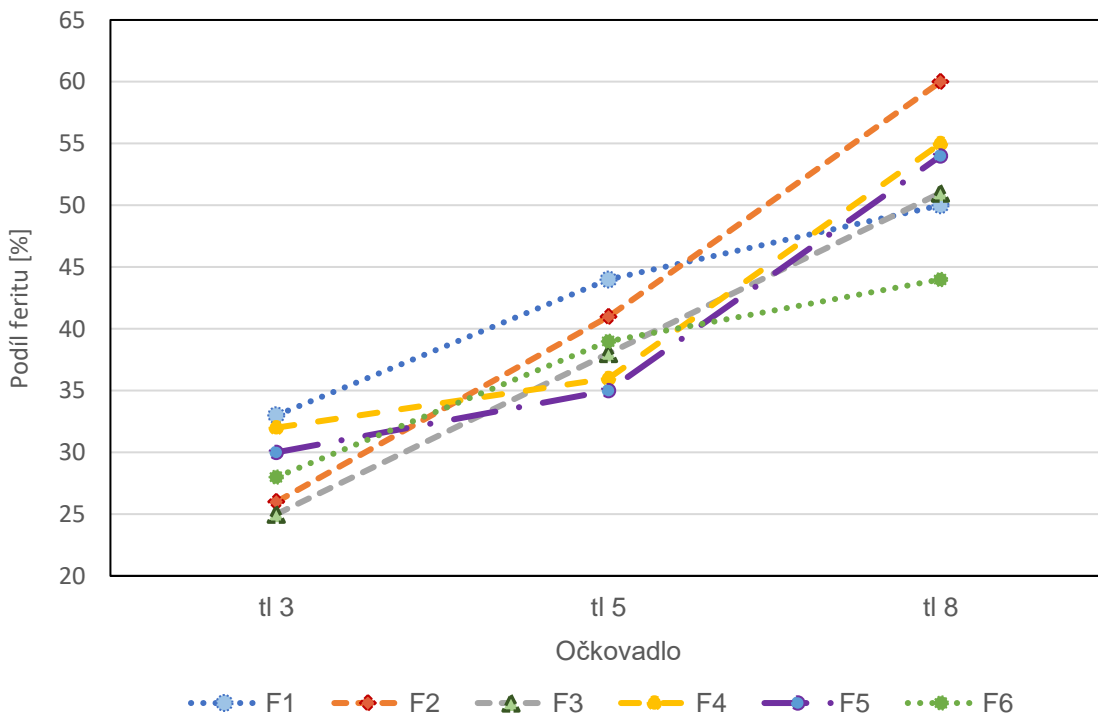
Obr. 43: Závislost druhu očkovadla na podílu feritu ve struktuře vzorků tavby E.



Obr. 44: Závislost druhu očkovadla na podílu feritu ve struktuře vzorků tavby F.



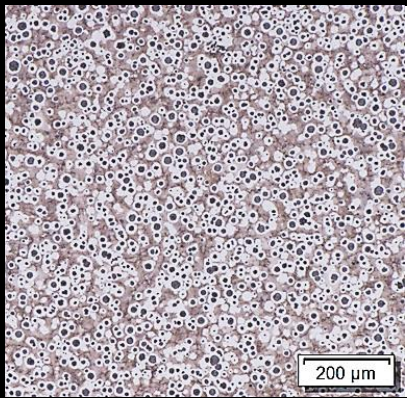
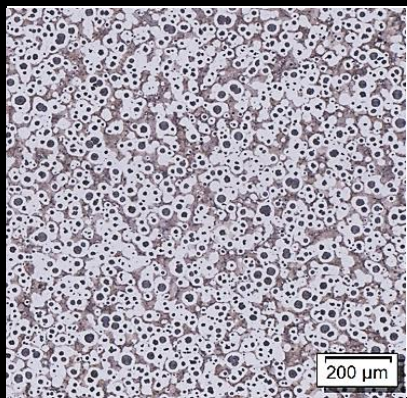
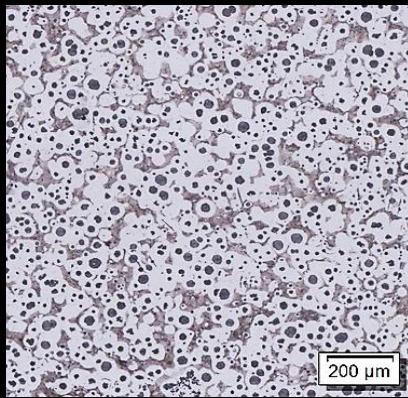
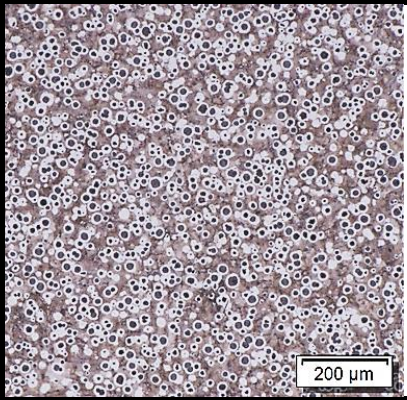
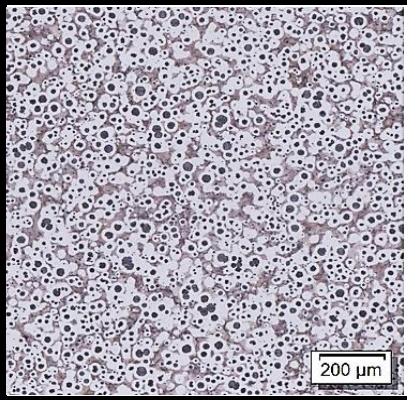
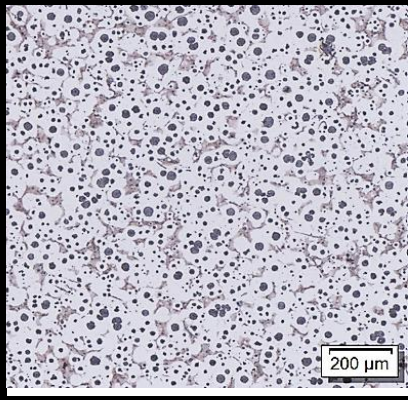
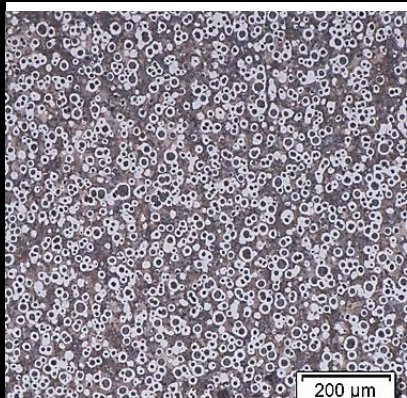
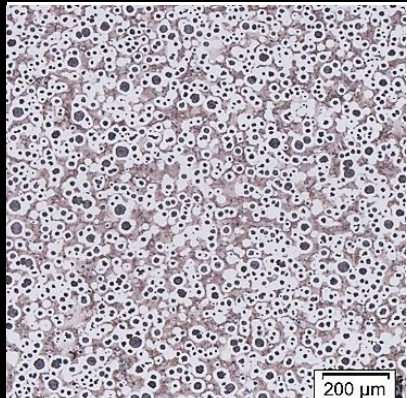
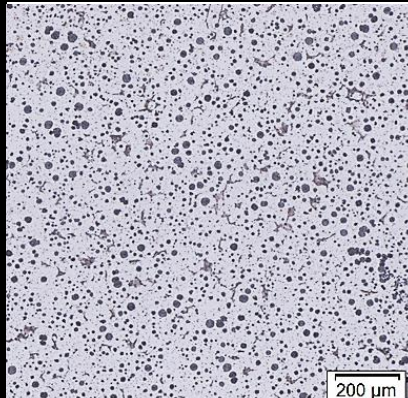
Obr. 45: Závislost tloušťky stěny na podílu feritu ve struktuře vzorků tavby E.



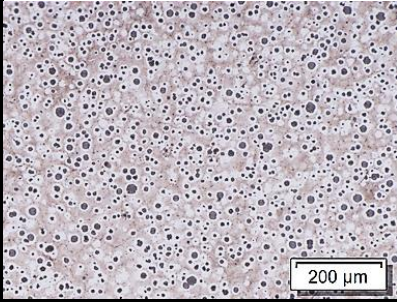
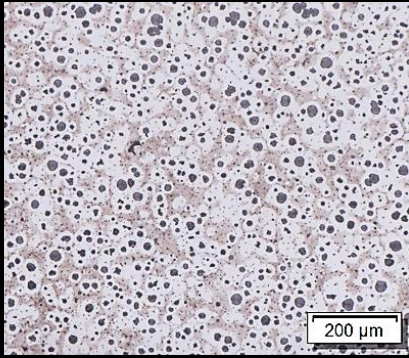
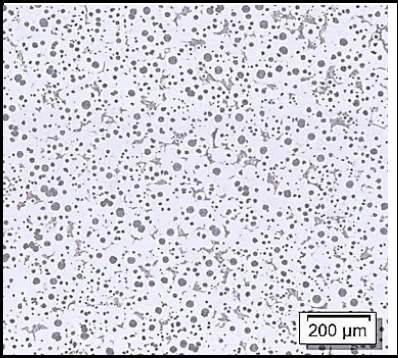
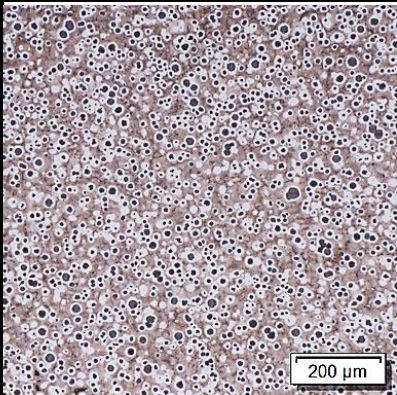
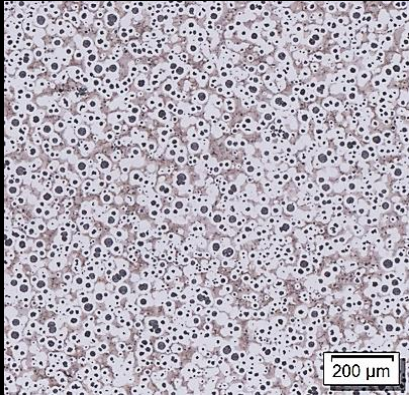
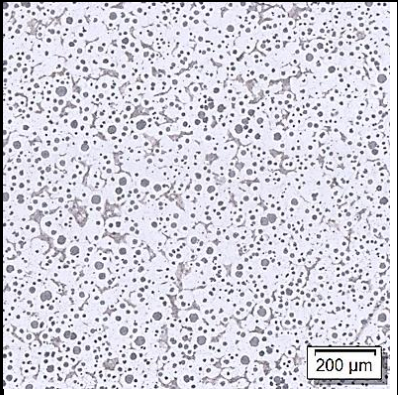
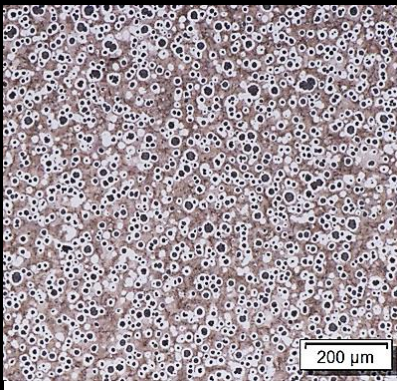
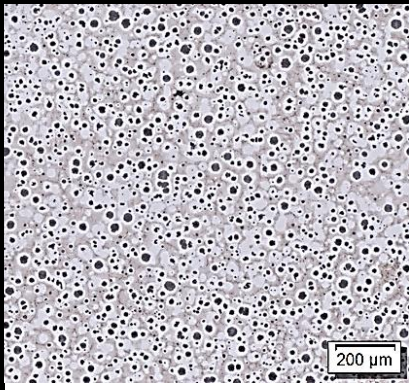
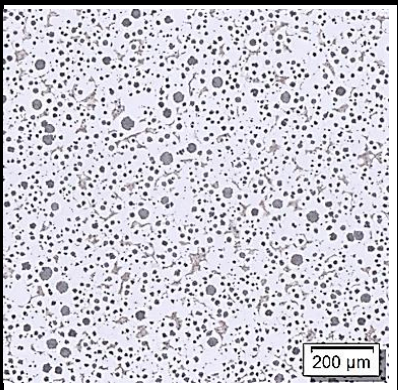
Obr. 46: Závislost tloušťky stěny na podílu feritu ve struktuře vzorků tavby F.

Detailnější hodnoty feritu a perlitu ve struktuře znázorňují následující tabulky č. 18, 19, 20 a 21 doplněné o snímky struktur v naleptaném stavu.

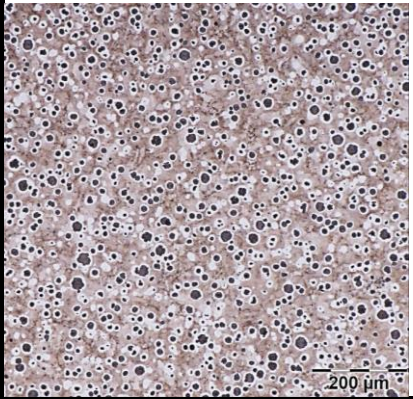
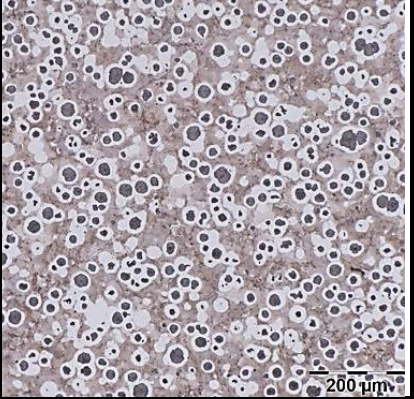
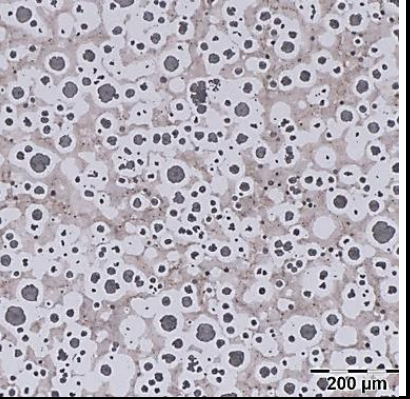
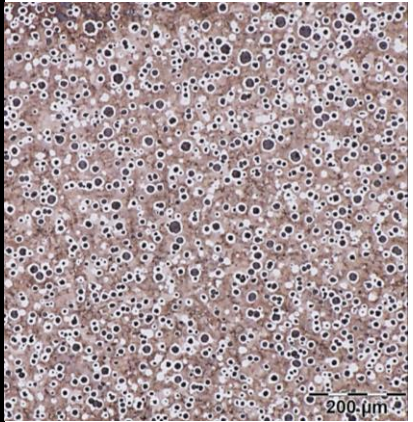
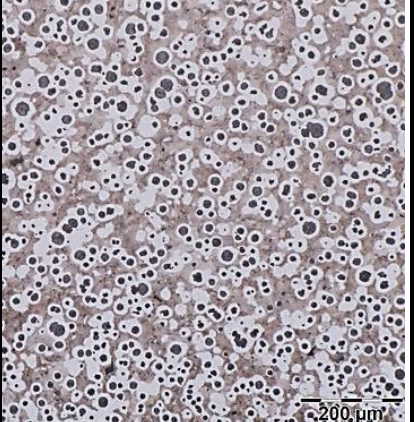
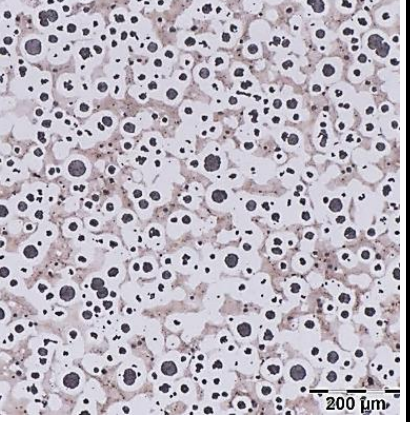
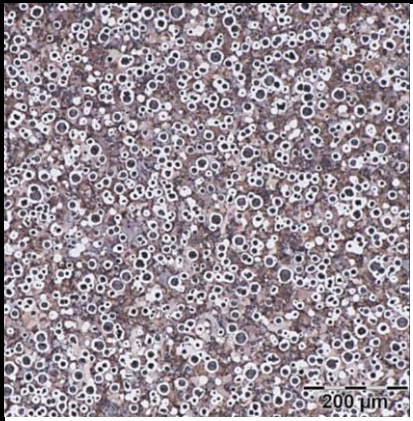
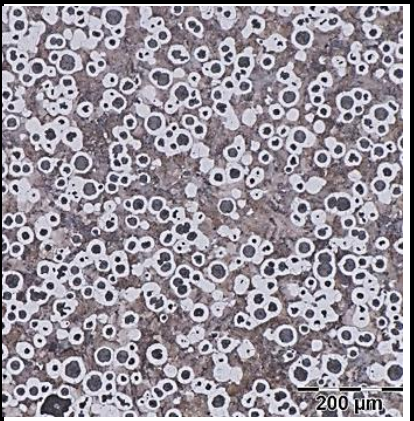
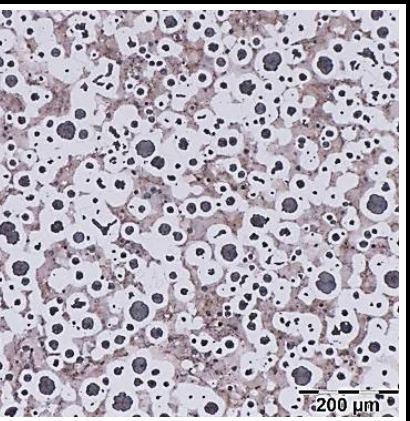
Tab. 18 Vyhodnocení podílu feritu a perlitu ve struktuře tavby E doplněné o snímky naleptaných struktur, zvětšeno 100×, leptáno Nitalem.

Očkovadlo E1		
3 mm	5 mm	8 mm
48,1%Feritu 51,9%Perlitu	54,2%Feritu 45,8%Perlitu	65,6%Feritu 34,4%Perlitu
		
Očkovadlo E2		
3 mm	5 mm	8 mm
35,8%Feritu 64,2%Perlitu	54,5%Feritu 45,5%Perlitu	71%Feritu 29%Perlitu
		
Očkovadlo E3		
3 mm	5 mm	8 mm
39,7%Feritu 60,3%Perlitu	52,9%Feritu 47,1%Perlitu	80,6%Feritu 19,4%Perlitu
		

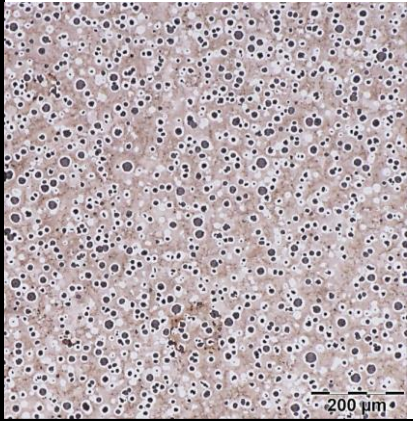
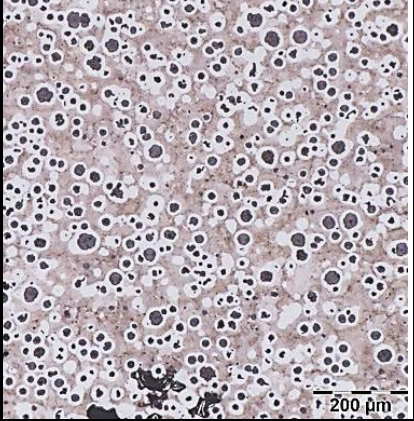
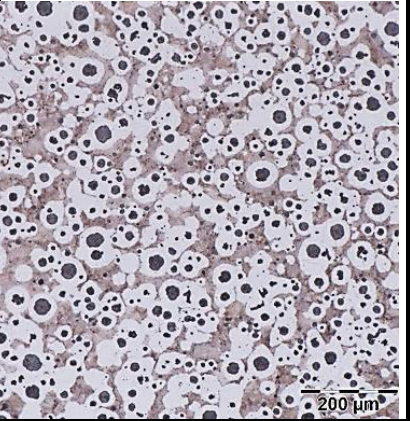
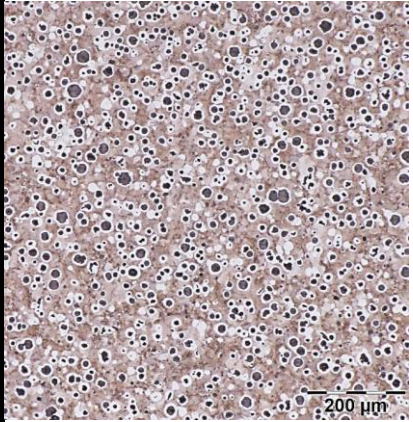
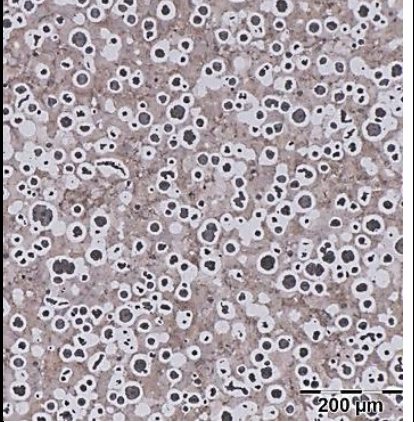
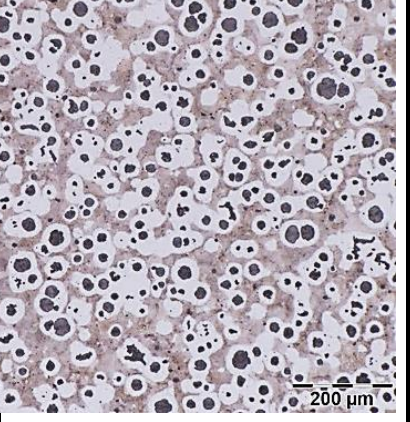
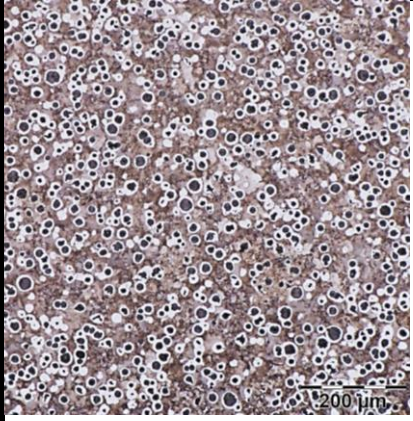
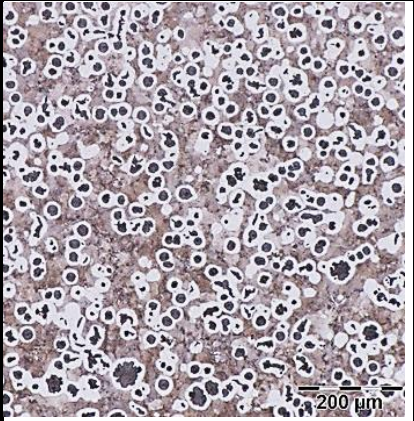
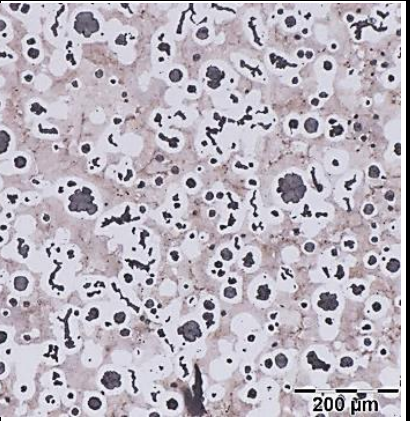
Tab. 19 Vyhodnocení podílu feritu a perlitu ve struktuře tavby E doplněné o snímky naleptaných struktur, zvětšeno 100×, leptáno Nitalem.

Očkovadlo E4		
3 mm	5 mm	8 mm
49%Feritu 51%Perlitu	59,8%Feritu 40,2%Perlitu	80,6%Feritu 19,4%Perlitu
		
Očkovadlo E5		
3 mm	5 mm	8 mm
37,2%Feritu 62,8%Perlitu	53,2%Feritu 46,8%Perlitu	74,8%Feritu 25,2%Perlitu
		
Očkovadlo E6		
3 mm	5 mm	8 mm
36,5%Feritu 63,5%Perlitu	47,8%Feritu 52,2%Perlitu	84,7%Feritu 15,3%Perlitu
		

Tab. 20 Vyhodnocení podílu feritu a perlitu ve struktuře tavby F doplněné o snímky naleptaných struktur, zvětšeno 100×, leptáno Nitalem.

Očkovadlo F1		
3 mm	5 mm	8 mm
34,60%Feritu 65,40%Perlitu	43,90%Feritu 56,10%Perlitu	49,50%Feritu 50,50%Perlitu
		
Očkovadlo F2		
3 mm	5 mm	8 mm
25,90%Feritu 74,10%Perlitu	40,90%Feritu 59,10%Perlitu	59,90%Feritu 40,10%Perlitu
		
Očkovadlo F3		
3 mm	5 mm	8 mm
25,40%Feritu 74,60%Perlitu	38,10%Feritu 61,90%Perlitu	51,30%Feritu 48,70%Perlitu
		

Tab. 21 Vyhodnocení podílu feritu a perlitu ve struktuře tavby F doplněné o snímky naleptaných struktur, zvětšeno 100×, leptáno Nitalem.

Očkovadlo F4		
3 mm	5 mm	8 mm
34,40%Feritu 65,60%Perlitu	34,10%Feritu 65,90%Perlitu	54,80%Feritu 45,20%Perlitu
		
Očkovadlo F5		
3 mm	5 mm	8 mm
29,60%Feritu 70,40%Perlitu	35,30%Feritu 64,70%Perlitu	54%Feritu 46%Perlitu
		
Očkovadlo F6		
3 mm	5 mm	8 mm
27,50%Feritu 72,50%Perlitu	39,10%Feritu 60,90%Perlitu	38,10%Feritu 61,90%Perlitu
		

Z výše uvedených tabulek a grafů můžeme vyvodit, že s rostoucí tloušťkou stěny významně roste podíl feritu ve struktuře. Je to dáno pomalejším odvodem tepla z formy a nižší rychlosti tuhnutí. Vliv použitého očkovačla na podíl feritu či perlitu ve struktuře není příliš zřetelný. Vzorky z tavby E obsahovaly větší podíl feritu než vzorky z tavby F z důvodu vyššího obsahu křemíku v tavenině a vyššího uhlíkového ekvivalentu.

7.6 Vyhodnocení mechanických vlastností

Zkušební vzorky z obou taveb byly podrobeny měření tvrdosti. Na odlitcích z tavby E byla navíc hodnocena pevnost v tahu na plochých vzorcích a tažnost.

7.6.1 Měření tvrdosti

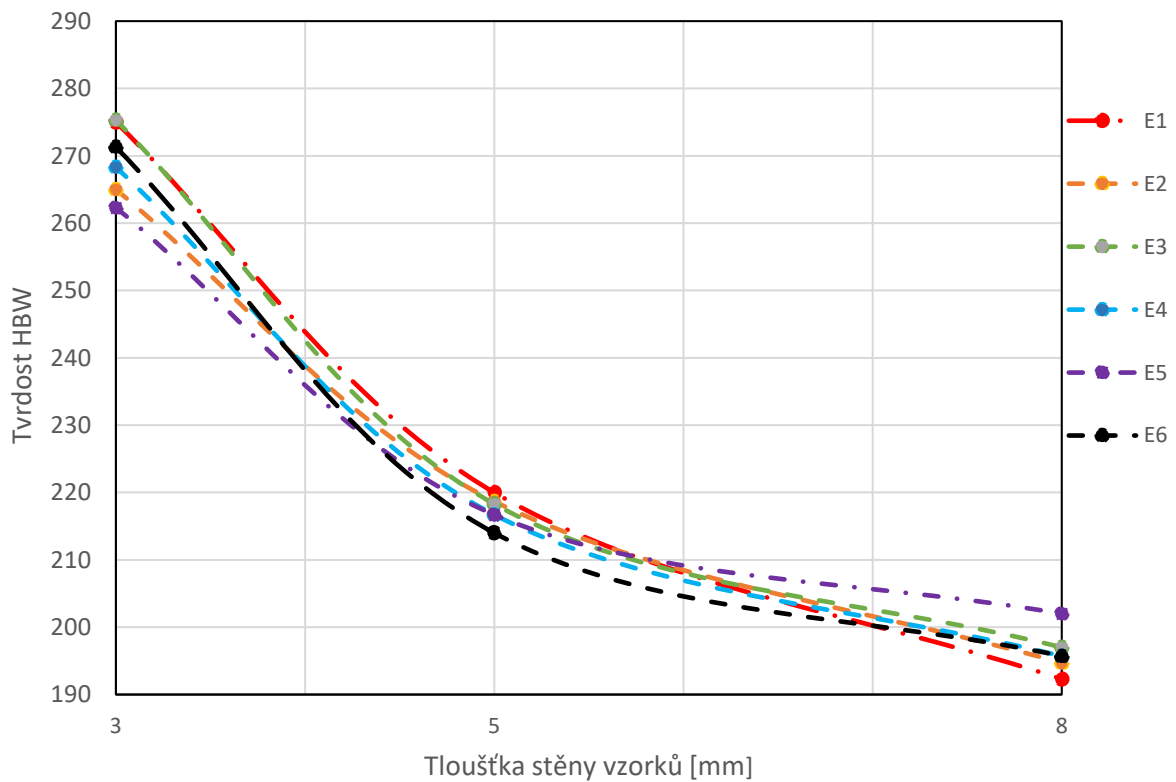
Tvrdost byla měřena metodou HBW 5/750. Měření byla provedena v místech, v nichž podle RTG nebyly staženiny. Výsledky měření jsou shrnuty v tabulkách č. 22 a 23. Z naměřených hodnot vyplývá, že tvrdost koresponduje s podílem feritu a perlitu ve struktuře. Průběhy závislosti tvrdosti na tloušťce odlitků byly stejné u obou taveb. S přibývajícím tloušťkou stěny roste podíl feritu ve struktuře z důvodu nižší rychlosti tuhnutí a pomalejšímu odevzdání tepla z formy a zároveň klesá tvrdost vzorků. Pro destičky s tloušťkou stěny 3 mm se převážně hodnoty tvrdosti pohybovaly mezi 261 – 287 HBW. U silnějších 5 mm stěn byla tvrdost mezi hodnotami 214 – 245 HBW a u 8 mm stěn byla naměřena tvrdost 192 – 212 HBW. Na obrázku č. 47 a 48 je znázorněn hyperbolický charakter znázorňující závislost tvrdosti na tloušťce stěny. Z grafů můžeme usoudit, že s přibývajícím tloušťkou stěny klesá citlivost na výslednou hodnotu tvrdosti.

Tab. 22 Vyhodnocení tvrdosti HBW 5/750 pro tavbu E.

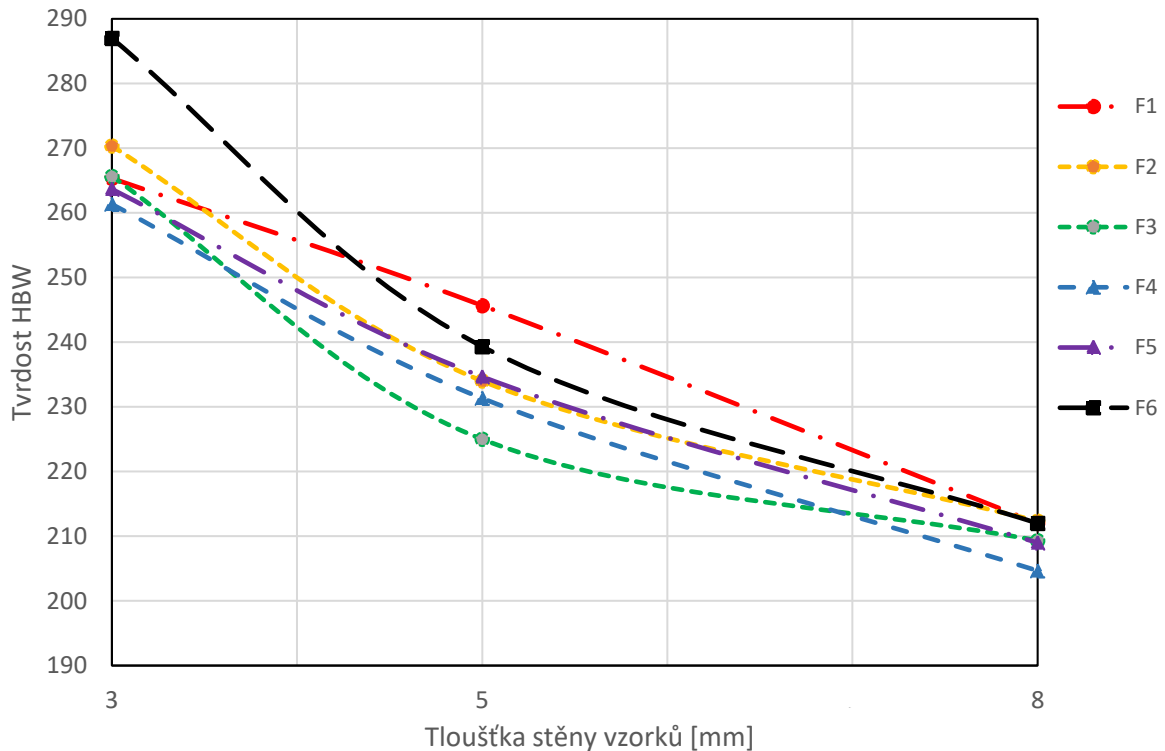
Tavba E	E1	E2	E3	E4	E5	E6
3 mm	268	261	275	264	260	271
	278	267	278	279	262	280
	279	267	273	262	265	263
\bar{x}	275,0	265,0	275,3	268,3	262,3	271,3
$\sigma(x)$	4,97	2,83	2,05	7,59	2,05	6,94
5 mm	217	221	218	216	218	210
	220	210	210	210	217	212
	223	225	227	224	215	220
\bar{x}	220,0	218,7	218,3	216,7	216,7	214,0
$\sigma(x)$	2,45	6,34	6,94	5,73	1,25	4,32
8 mm	191	194	196	195	202	194
	193	194	197	198	201	197
	193	196	198	194	203	196
\bar{x}	192,3	194,7	197,0	195,7	202,0	195,7
$\sigma(x)$	0,94	0,94	0,82	1,70	0,82	1,25

Tab. 23 Vyhodnocení tvrdosti HBW 5/750 pro tavbu F.

Tavba F	F1	F2	F3	F4	F5	F6
3 mm	266	267	271	256	260	286
	262	276	269	267	270	284
	268	268	257	261	261	291
\bar{x}	265,3	270,3	265,7	261,3	263,7	287,0
$\sigma(x)$	2,49	4,03	6,18	4,50	4,50	2,94
5 mm	253	228	229	230	230	238
	242	234	223	233	235	243
	242	240	223	231	239	237
\bar{x}	245,7	234,0	225,0	231,3	234,7	239,3
$\sigma(x)$	5,19	4,90	2,83	1,25	3,68	2,62
8 mm	214	206	209	204	206	212
	208	214	206	202	210	215
	214	217	213	208	211	209
\bar{x}	212,0	212,3	209,3	204,7	209,0	212,0
$\sigma(x)$	2,83	4,64	2,87	2,49	2,16	2,45



Obr. 47: Závislost tloušťky stěny vzorků na tvrdosti pro tavbu E.



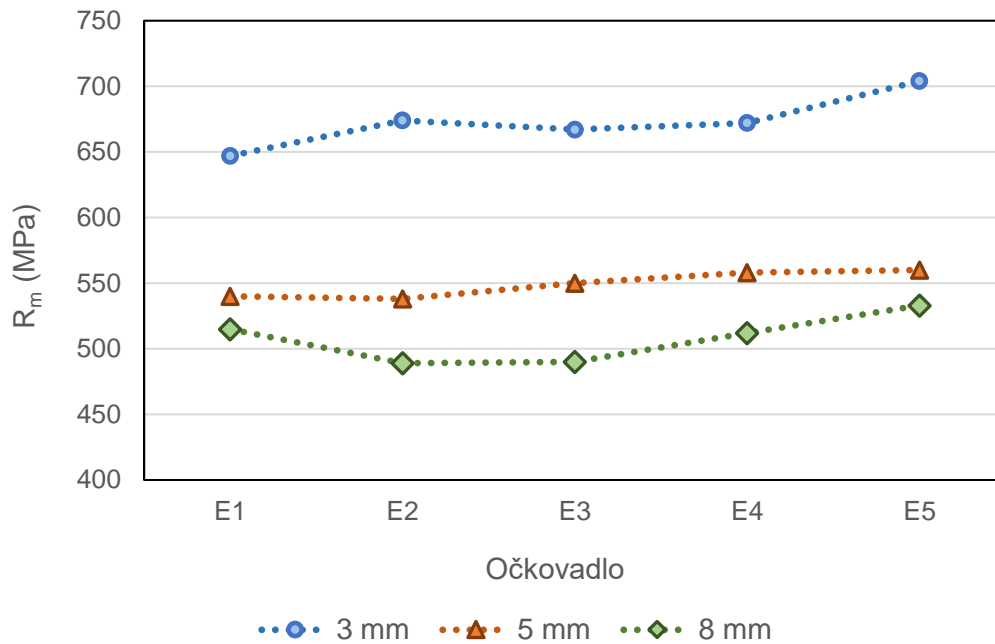
Obr. 48: Závislost tloušťky stěny vzorků na tvrdosti pro tavbu F.

7.6.2 Vyhodnocení pevnosti a tažnosti

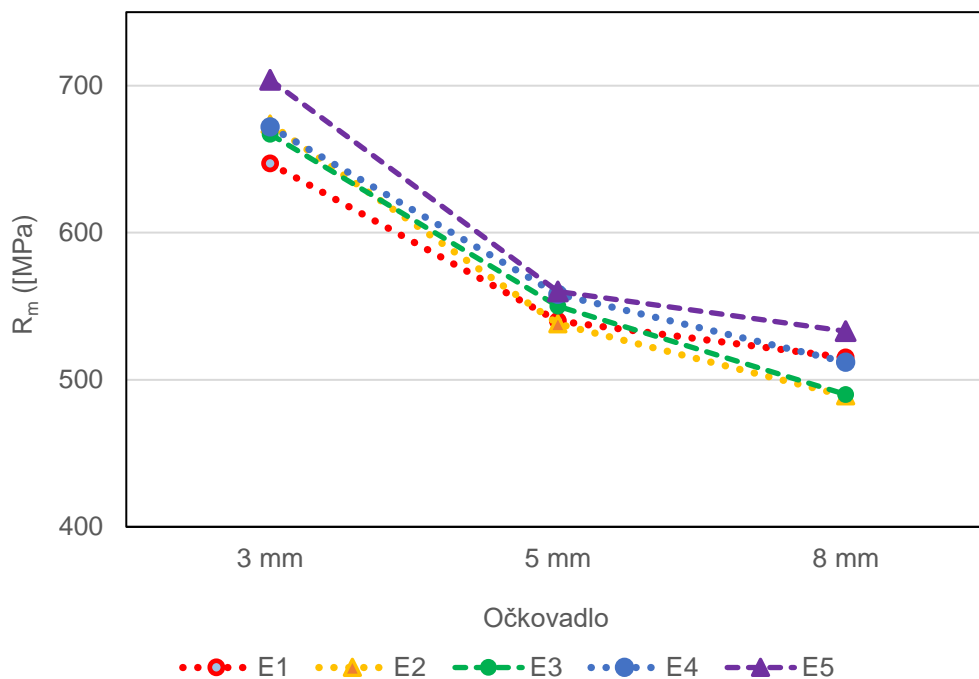
Na plochých vzorcích (obr. 49) byla provedena dle normy ČSN ISO 6892-1 tahová zkouška k vyhodnocení pevnosti v tahu R_m a tažnosti A_{40} . Z každého odlitku byly zhotoveny 2 ploché vzorky obdélníkového tvaru. Vzorky byly primárně odebrány z oblastí bez predikovaných mikrostaženin. U všech zkušebních destiček byl rozměr počáteční měřené délky $L_0 = 40$ mm a šířka zkoušené délky vzorku $b_0 = 10$ mm. U vzorků se měnila pouze tloušťka plochých tyčí a_0 , a to podle tloušťky odlitku 3, 5 či 8 mm. Pokud byla po provedené zkoušce viditelná vnitřní vada na lomové ploše zkušebního vzorku, výsledky byly vyřazeny z měření. Výsledky R_m a A_{40} jsou znázorněny na obrázku č. 50, 51, 52 a 53.



Obr. 49: Plochý zkušební vzorek po tahové zkoušce.



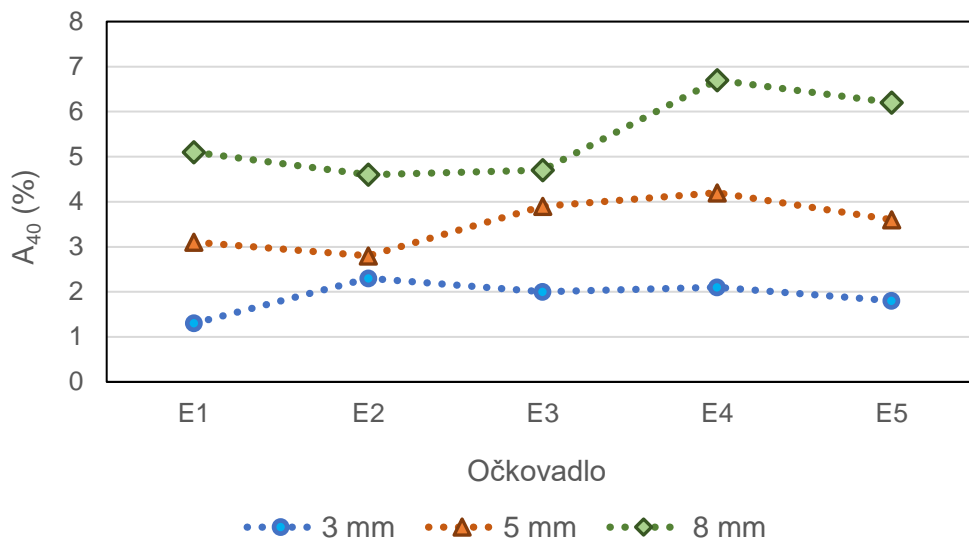
Obr. 50: Závislost pevnosti v tahu na druhu očkavadel.



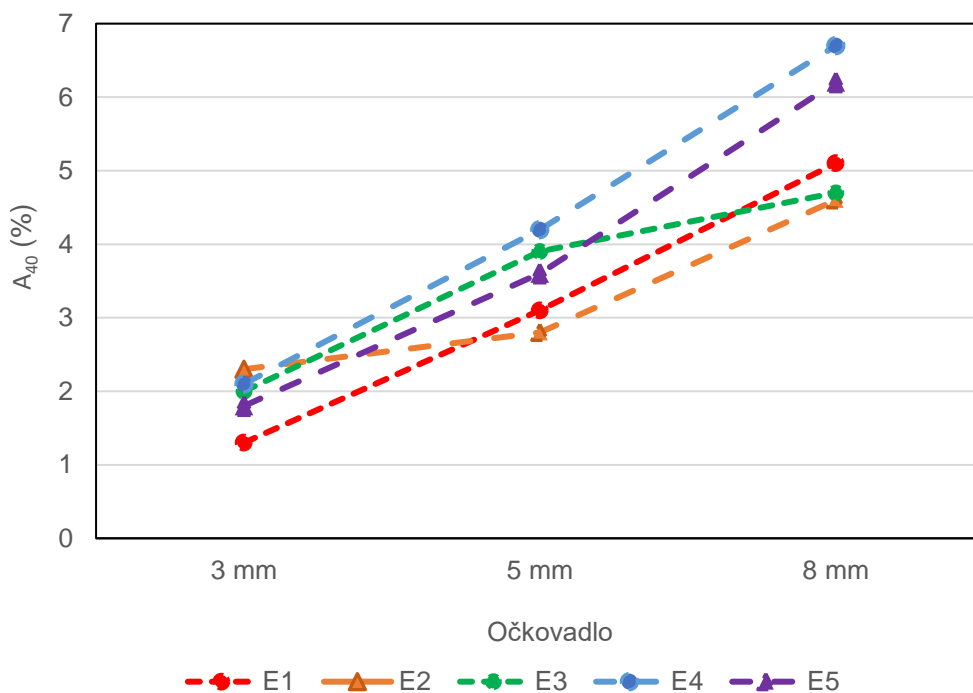
Obr. 51: Závislost pevnosti v tahu na tloušťce odlitku.

Vzorek E6 nebyl zahrnut do měření, neboť nebylo možné vybrat z destičky reprezentativní místo pro odběr zkušebního tělesa pro tahovou zkoušku. Výsledky z tahové zkoušky potvrzují vztah mezi pevností a tvrdostí. U obou vyhodnocení se projevuje významný vliv tloušťky stěny odlitků, a to zejména u velmi tenkých stěn. Bylo zjištěno, že s rostoucí tloušťkou stěny klesají mechanické vlastnosti. Pevnost u nejtenčích 3 mm stěn byla nejvyšší a pohybovala se mezi 641 – 704 MPa. S rostoucí tloušťkou stěny pevnost klesala, u 5 mm vzorků se pohybovala mezi 530 – 556 MPa a u 8 mm mezi 485 – 530 MPa. Nejvyšší pevnosti dosáhl vzorek s očkovadlem č. 5, který jako jediný obsahoval ve svém očkovadle příměs manganu. U vzorků

s nejtenčími stěnami se projevilo očkovoadlo č. 1 jako nejméně vhodné, neboť hodnoty naměřených pevností byly nejnižší. U 8 mm vzorků byly nejnižší mechanické vlastnosti naměřeny u destičky s očkovadlem č. 2 obsahující ve svém složení navíc zirkonium.



Obr. 52: Závislost tažnosti na druhu očkovadel.



Obr. 53: Závislost tažnosti na tloušťce odlitku.

Výsledky mechanických zkoušek odpovídají očekávání, že u vzorku s nejnižší hodnotou pevnosti je dosaženo nejvyšší hodnoty tažnosti a opačně. Potvrdilo se, že s rostoucí tloušťkou stěny roste i tažnost.

ZÁVĚR

Cílem této diplomové práce bylo experimentálně ověřit vliv grafitických očkovaadel s rozdílnými obsahy stopových prvků na strukturu a homogenitu a porovnat mechanické vlastnosti na tenkostěnných vzorcích z litiny s kuličkovým grafitem. Práce popisuje problematiku odlévání tenkostěnných odlitků z LKG, které zahrnují možná rizika během výroby, jako je sklon k metastabilnímu tuhnutí u velmi tenkých stěn při nedostatečném očkování, neúplné zaběhnutí taveniny do všech míst dutiny formy a riziko vzniku staženin či ředin. Další kapitoly přibližují téma krystalizace litin, vliv legujících a aktivních prvků v očkovaadlech na vlastnosti LKG, hodnocení struktury, grafitu, a nakonec i metody odlévaných zkušebních těles.

V rámci experimentální části této práce byly odlity tavby E a F po 6 formách litiny s kuličkovým grafitem, ve kterých bylo otestováno 6 různých očkovaadel. V předchozích experimentech byly odlity tavby A – D, ty ale nebyly analyzovány obrazovou analýzou. Zkušební destičky s tloušťkou stěny 3, 5, a 8 mm byly nejprve podrobeny prozařovací zkoušce RTG, na základě které byly zjištěny rozsáhlé vnitřní staženiny u všech destiček. V experimentu jsme předpokládali, že objemové úbytky kovu budou hrazené grafitickou expanzí, tento předpoklad se však nenaplnil. Důvodem vnitřní nehomogenity zřejmě bylo rychlé natuhnutí v oblasti zářezu a neusměrněné tuhnutí a tak tavenina již nestačila doplňovat vnitřní části destiček. Řešením problému s výskytem vnitřních staženin by mohlo být větší naklonění formy či odlévat formy ve svislé poloze a zvětšení šířky zářezu.

Další experiment se týkal zkoušky tvrdosti HBW, který byl zhotoven dle normy ČSN EN ISO 6506-1. Místa vpichů byla individuálně vybrána dle prozařovací zkoušky. Hodnoty tvrdostí se pohybovaly pro 3 mm destičky v intervalu 261 – 287 HBW, pro 5 mm 214 – 245 a pro 8 mm 192 – 212 HBW. Vliv druhu očkovaadla na hodnotu tvrdosti neměl výrazný vliv, naopak tloušťka stěny výrazně ovlivňuje hodnotu tvrdosti a to tak, že se silnější stěnou odlitku tvrdost klesá. Dále byla zhotovena u 5 plochých vzorků tavby E tahová zkouška. U vzorků se potvrdil předpoklad, že s přibývajícím hodnotou pevnosti klesá tažnost a naopak. Hodnota pevnosti byla nejvyšší u 3 mm vzorků, kde se pohybovala mezi 641 – 704 MPa. U 5 mm vzorků byla pevnost mezi 530 – 556 MPa a u 8 mm destiček nejnižší, a to 485 – 530 MPa. Vzorek s očkovaadlem č. 5 dosáhl nejvyšší pevnosti ze všech měřených vzorků. Obsahoval očkovaadlo, které jako jediné zahrnovalo ve svém složení příměs 3,96 %Mn a potvrdilo se, že obsah manganu v očkovaadle zvyšuje pevnost a tvrdost materiálu.

V další fázi experimentu byly zhotoveny metalografické výbrusy z obou taveb, které byly následně podrobeny obrazové analýze. Dle předpokladu se potvrdilo, že s přibývajícím tloušťkou stěny roste díky nižší rychlosti ochlazování velikost kuliček grafitu a klesá disperzita částic. Očkovaadla, obsahující mezi stopovými prvky i obsah Zr, se ukázala jako důležitý aspekt podporující jemnozrnnost struktury. U vzorku F6 byla zjištěna odchylka v hodnocení tvaru grafitu a byl ve struktuře nalezen větší podíl červíkových forem grafitu. U této odchylky nebyla nalezena žádná příčina možného vzniku. Hodnocení struktury rovněž splnilo předpoklad a s přibývajícím tloušťkou stěny rostl podíl feritu v matrici. To je způsobeno pomalejším odvodem tepla z formy a nižší rychlosti tuhnutí. Vliv stopových prvků v použitých očkovaadlech nebyl na podíl feritu či perlitu ve struktuře významný.

SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

1. YEUNG, C. F., H. ZHAO a W. B. LEE, 1998. *The morphology of solidification of thin-section ductile iron castings*. *Materials Characterization* [online]. 40(4–5), 201–208. ISSN 10445803. Dostupné z: doi:10.1016/s1044-5803(98)00012-6
2. LABRECQUE, C., M. GAGNÉ, A. JAVAID a M. SAHOO, 2003. *Production and properties of thin-wall ductile iron castings*. *International Journal of Cast Metals Research* [online]. 16(1–3), 313–317. ISSN 13640461. Dostupné z: doi:10.1080/13640461.2003.11819601
3. JAVAID, A., J. THOMSON, M. SAHOO a K.G. DAVIS, 1999. *Factors Affecting the Formation of Carbides in Thin-Wall DI Castings*. *AFS Transactions*. 107(March), 441–456.
4. CALDERA, M., M. CHAPETTI, J. M. MASSONE a J. A. SIKORA, 2007. *Influence of nodule count on fatigue properties of ferritic thin wall ductile iron*. *Materials Science and Technology* [online]. 23(8), 1000–1004. ISSN 02670836. Dostupné z: doi:10.1179/174328407X185910
5. STEFANESCU, D. M., DIX, L.P., RUXANDA, R.E. a PIWONKA, T.S., 2002. *Tensile Properties of Thin Wall Ductile Iron*. *Transactions of American Foundry Society*. 110(02-), 1–14.
6. SOEDARSONO, J.W. a SULAMET-ARIOBIMO, R.D. 2012. *Effect of casting design to microstructure and mechanical properties of 1 mm TWDI plate*. *Applied Mechanics and Materials* [online]. 110–116(April 2016), 3301–3307. ISSN 16609336. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/AMM.110-116.3301
7. SULAMET-ARIOBIMO, R.D. a SOEDARSONO, J.W. a SOEMARDI, T.P., 2013. *Thin Wall Ductile Iron Castings*. In *Advanced Casting Technologies*. IntechOpen, 2017.
8. SHEIKH, M. A., 2008. *Production of carbide-free thin ductile iron castings*. *Journal of University of Science and Technology Beijing: Mineral Metallurgy Materials (Eng Ed)* [online]. 15(5), 552–555. ISSN 10058850. Dostupné z: doi:10.1016/S1005-8850(08)60103-6
9. GÓRNY, M., 2012. *Fluidity and Temperature Profile of Ductile Iron in Thin Sections*. *Journal of Iron and Steel Research International* [online]. 19(8), 52–59. ISSN 1006706X. Dostupné z: doi:10.1016/S1006-706X(12)60139-3
10. GÓRNY, M. a TYRAŁA, E., 2013. *Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of thin-walled ductile iron castings*. *Journal of Materials Engineering and Performance* [online]. 22(1), 300–305. ISSN 10599495. Dostupné z: doi:10.1007/s11665-012-0233-0
11. PEDERSEN, K. M. a TIEDJE, N. S., 2006. *Solidification and Microstructure of Thin Walled Ductile Cast Iron*. ISBN 8791035422.
12. ROUČKA, J. *Metalurgie litin: Učební texty vysokých škol*. Brno: PC-DIR Real, 1998. ISBN 80-214-1263-1.
13. OTÁHAL, V. *Tvárná litina: Litina s kuličkovým grafitem*. Brno, 2006. Monografie. OtahalConsult.
14. KENAWY, M. A., et al. *Mechanical and structural properties of ductile cast iron*. *Egypt. J. Sol*, 2001, 24.2: 151-159.
15. MACHEK, V. a SODOMKA, J. *Nauka o materiálu. 2. část, Vlastnosti kovových materiálů*. V Praze: Nakladatelství ČVUT, 2007. ISBN 978-80-01-03686-0.

16. VICENTE, A., SARTORI MORENO, J. M., SANTOS, T. F., ESPINOSA, D. C. R. a TENÓRIO, J. A. S., 2019. *Nucleation and growth of graphite particles in ductile cast iron*. Journal of Alloys and Compounds [online]. 775, 1230–1234. ISSN 09258388. Dostupné z: doi:10.1016/j.jallcom.2018.10.136
17. PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, 392 s. ISBN 80-7204-248-3.
18. SHINDE, P. B., CHIKALI V.D., 2020. *Analysis of machinability in ductile iron casting*. Materials Today: Proceedings [online]. B.m.: Elsevier Ltd., 27, 584–588. ISSN 22147853. Dostupné z: doi:10.1016/j.matpr.2019.12.064
19. MAGNUSSON, L., nedatováno. *On the Nucleation and Inoculation of Metals*. Journal of Colloid and Interface Science.
20. STEEB, S.; MAIER, U. *Structure of molten Fe-C alloys by means of X-ray and neutron wide-angle diffraction as well as sound velocity measurements*. In The Metallurgy of Cast Iron; Lux, B., Minkoff, I., Mollard, F., Eds.; Georgi Publishing: St. Saphorin, Switzerland, 1974; pp. 1–11.)
21. ALONSO, G. M., nedatováno. Faculty of Materials Science and Engineering *Nucleation and Growth of Graphite in Cast Iron*. Germinarea și creșterea grafitului în fonte. (September 2019).
22. ATIYAH, A. A., 2016. *Lecture 2 homogeneous nucleation*. (January), 1–12.
23. STEFANESCU, D. M a RUXANDA, R., 2018. *The Liquid State and Principles of Solidification of Cast Iron*. Cast Iron Science and Technology [online]. 1, 46–58. Dostupné z: doi:10.31399/asm.hb.v01a.a0006311
24. WYPYCH, G. (2016). *Handbook of Nucleating Agents - 1*. Introduction. ChemTec Publishing. Retrieved from <https://app.knovel.com/hotlink/pdf/id:kt010VJUT6/handbook-nucleating-agents/introduction>
25. SKALAND, T. *Nucleation Mechanisms in Ductile Iron*. Proceedings of the AFS Cast Iron Inoculation Conference [online]. American Foundry Society, 2005, 13-30 [cit. 2021-5-16]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/238085519_Nucleation_Mechanisms_in_Ductile_Iron
26. STEFANESCU, D. M., ALONSO, G., a SUAREZ, R., 2020. *Recent developments in understanding nucleation and crystallization of spheroidal graphite in iron-carbon-silicon alloys* [online]. ISBN 6145702540. Dostupné z: doi:10.3390/met10020221
27. HEINE, R.W.; LOPER, C.R. *Dross Formation in the Processing of Ductile Iron*. Trans. Am. Foundry Soc. 1966, 74, 274–280.
28. NAKAE, H.; IGARASHI, Y. *Influence of Sulfur on Heterogeneous Nucleus of Spheroidal Graphite*. Mater. Trans. 2002, 43, 2826–2831. [CrossRef]
29. MINKOFF, I.; LUX, B. *Graphite growth from metallic solution*. In The Metallurgy of Cast Iron; Lux, B., Minkoff, I., Mollard, F., Eds.; Georgi Publishing: St. Saphorin, Switzerland, 1975; pp. 473–493.
30. STEFANESCU, D. M., G. ALONSO, P. LARRAÑAGA, E. DE LA FUENTE a R. SUAREZ, 2016. *On the crystallization of graphite from liquid iron-carbon-silicon melts*. Acta Materialia [online]. 107(March), 102–126. ISSN 13596454. Dostupné z: doi:10.1016/j.actamat.2016.01.047

31. BADMOS, A. a FAKEHINDE, K., 2015. *Multiple inoculations of ductile iron and the effects on properties*. International Journal of Engineering & Technology [online]. 4(4), 526. Dostupné z: doi:10.14419/ijet.v4i4.4872
32. JONULEIT, W M. M., nedatováno. *Inoculation of Cast Iron Introduction*. ASK Chemicals L.P., Dublin, Ohio, USA. Dostupné z: https://www.ask-chemicals.com/fileadmin/user_upload/Download_page/professional_articles/EN/Inoculation_of_cast_iron.pdf
33. Solidification of iron castings: *The influence of inoculation*. Vesuvius [online]. 2016 [cit. 2021-5-16]. Dostupné z: <http://download-centre.foseco.com/en/download-centre/wallcharts/>
34. Elkem Foundry Products: *Overview of alloying elements and their effects in ductile iron*. Foundry Gate [online]. Oslo: Elkem AS, 2011 [cit. 2021-5-16]. Dostupné z: <https://foundrygate.com/upload/artigos/7ZmcrE9zgVGm6iKwHxeNNjbedqt1.pdf>
35. ASTM STANDARD, 1998. *Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings I*. American Society for Testing and Materials [online]. 67(Reapproved), 3–4. Dostupné z: doi:10.1520/A0247-19.Copyright
36. GOMES, O. Da F.M. a PACIORNIK, S., 2005. *Automatic classification of graphite in cast iron*. Microscopy and Microanalysis [online]. 11(4), 363–371. ISSN 14319276. Dostupné z: doi:10.1017/S1431927605050415
37. IMASOGIE, B. I. a U. WENDT, 2004. *Characterization Of Graphite Particle Shape In Spheroidal Graphite Iron Using A Computer-Based Image Analyzer*. Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering [online]. 03(01), 1–12. ISSN 2327-4077. Dostupné z: doi:10.4236/jmmce.2004.31001
38. STEFANESCU, D. M., WARRICK, R. J., JENKINS, L. R., CHEN, G., a MARTINEZ, F., 1985. *Influence of the Chemical Analysis of Alloys on the Nodule Count of Ductile Iron*. Transactions of the American Foundrymen's Society [online]. 93(January), 835–848. Dostupné z: http://scholar.google.com/scholar?q=related:smTO4Jpt2iMJ:scholar.google.com/&hl=en&num=20&as_sdt=0,5%5Cnpapers3://publication/uuid/FB2A2E5A-A531-4257-BF61-2C2E711C080C
39. JAVAID, A., et al. *Factors affecting the formation of carbides in thin-wall DI castings*. In: One Hundred Third Annual Meeting of the American Foundrymen's Society. 1998. p. 441-456.
40. PEDERSEN, K. M. a TIEDJE, N. S., 2008. *Graphite nodule count and size distribution in thin-walled ductile cast iron*. Materials Characterization [online]. 59(8), 1111–1121. ISSN 10445803. Dostupné z: doi:10.1016/j.matchar.2007.09.001
41. LABRECQUE, C a M GAGNÉ, 2020. *Optimizing the Mechanical Properties of Thin Wall Ductile Iron Castings* ” Modern Casting (Web Site-Only Article), Vol . Optimizing the Mechanical Properties of Thin-Wall Ductile Iron Castings. 95(7).
42. Topseed® conditioner. Elkem: Elkem Silicon Products [online]. [cit. 2021-5-16]. Dostupné z: <https://www.elkem.com/silicon-products/iron-foundries/preconditioners-and-cover-materials/topseed-conditioner/>
43. KRYŠTŮFEK, T. *Odlévání tenkostěnných litinových odlitků* [online]. Brno, 2021 [cit. 2021-05-20]. Dostupné z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/132996>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Jaromír Roučka

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

Symboly

Označení	Legenda	Jednotka
A	plocha tvaru	[m ²]
A ₄₀	tažnost	[%]
a ₀	tloušťka plochých tyčí pro tahovou zkoušku	[mm]
b _f	součinitel tepelné akumulace formy	[W.s ^{1/2} .m ⁻² .K ⁻¹]
b ₀	šířka zkoušené délky vzorku pro tahovou zkoušku	[mm]
ΔG	změna Gibbsovy energie	[kJ.mol ⁻¹]
ΔG _v	Gibbsova energie objemu pevné látky z kapaliny	[J.m ⁻³]
L	latentní teplo při překrystalizaci	[J.kg ⁻¹]
L ₀	počáteční měřená délka vzorku pro tahovou zkoušku	[mm]
m	hmotnost	[kg]
P	obvod tvaru	[m]
R _m	pevnost v tahu	[MPa]
r	poloměr kruhové částice	[m]
S _E	stupeň sycení	[-]
S _F	parametr tvaru grafitu	[-]
T	skutečná teplota	[K]
T _{kr}	rovnovážná teplota překrystalizace	[K]
ΔT	přechlazení pod rovnovážnou teplotu krystalizace	[K]
t	tloušťka odlitku	[mm]
σ _{LS}	povrchové (mezifázové) napětí	[J.m ²]

Zkratky

Označení	Legenda
CE	uhlíkový ekvivalent
HBW	tvrdost dle Brinella
LDASC	Low Density Alumina Ceramic
LKG	litina s kuličkovým grafitem
LLG	litina s lupínkovým grafitem
RTG	rentgenové záření
SZ	surové železo
TWDI	Thin Wall Ductile Iron