



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

PENETRACE KOVU DO BENTONITOVÝCH FORMOVACÍCH SMĚSÍ PŘI ODLÉVÁNÍ LITINOVÝCH ODLITKŮ

PENETRATION OF METAL INTO GREEN SAND DURING POURING OF IRON CASTINGS

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Tomáš Ptáček

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.

BRNO 2018

Zadání diplomové práce

Ústav:	Ústav strojírenské technologie
Student:	Bc. Tomáš Ptáček
Studijní program:	Strojní inženýrství
Studijní obor:	Slévárenská technologie
Vedoucí práce:	doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.
Akademický rok:	2017/18

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:

Penetrace kovu do bentonitových formovacích směsí při odlévání litinových odlitků

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Výroba odlitků je vždy doprovázena i výskytem určitých typů vad mající souvislost s metalurgickým zpracováním taveniny, slévárenskou technologií, formovací směsí i podmínkami odlévání. Zvýšení jakosti odlitků proto vyžaduje komplexní přístup k optimalizaci metalurgie, technologie výroby forem i parametrů odlévání a oblasti kontroly. Penetrace kovu do formy v průběhu odlévání, chladnutí a tuhnutí představuje v praxi častý případ vad, které jsou opravitelné, ale významně zvyšují výrobní náklady a tím i snižují rentabilitu výroby.

Cíle diplomové práce:

Cílem práce je provést u vybraného výrobce litinových odlitků statistickou analýzu dat získaných z výrobního procesu a na jejím základě stanovit základní faktory ovlivňující výskyt vad typu penetrace a hluboké připečeniny. U vybraného typu odlitku následně provést analýzu pravděpodobné příčiny vady na základě metalografického hodnocení a REM. Dále navrhnout nápravná opatření pro zabránění nebo snížení rizika vzniku tohoto typu vad.

Seznam doporučené literatury:

ELBEL, T. a kol. Vady odlitků ze slitin železa. 1. vyd. Brno : MATECS, 1992, 340 s.

LEVÍČEK, P., K. STRÁNSKÝ. Metalurgické vady ocelových odlitků. 1. vyd. Praha: SNTL, 1984, 269 s.

ŠENBERGER, J., Z. BŮŽEK, A. ZÁDĚRA, K. STRÁNSKÝ, V. KAFKA. Metalurgie oceli na odlitky. Brno: Vysoké učení technické v Brně - Nakladatelství VUTIUM, 2008. 311 s. ISBN 978-80-214-332-9.

STRÁNSKÝ, K. Nejčastější vady odlitků ze slitin železa, jejich příčiny a prevence. Slévárství, roč. 46, č. 2, 1996, s. 136–142. ISSN 0037-6825.

ZÁDĚRA, A., J. ŠENBERGER, T. ELBEL. Reoxidační pochody při odlévání slitin železa. Brno: Česká slévárenská společnost, 2009. 135 s. ISBN 978-80-02-02192-6.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2017/18

V Brně, dne 3.10.2017

L. S.

prof. Ing. Miroslav Píška, CSc.

ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.

děkan fakulty

ABSTRAKT

Tato diplomová práce pojednává o vzniku penetrace litiny s lupínkovým grafitem odlévané do bentonitových forem. V první části práce je teoreticky popsán vznik penetrace, její hlavní příčiny, následky a odstranění této vady. Druhá část analyzuje příčiny vzniku vady pomocí statistického softwaru Minitab a zobrazuje možné souvislosti vstupních materiálů se vznikem vady. Následně se věnuje experimentálnímu zjištění příčiny vzniku vady, které je zaměřeno na měření vyvíjených tlaků plynů ve formě při odlévání.

Klíčová slova

Penetrace, připečenina, litina s lupínkovým grafitem, bentonitová směs

ABSTRACT

This diploma thesis deals with the creation of penetration of cast iron with graphite casting cast into bentonite molds. In the first part of the thesis is theoretically described the formation of penetration, its main causes, consequences and the elimination of this defect. The second part analyzes the causes of the defect with the Minitab statistical software and shows the possible connections of the input materials to the occurrence of the defect. Next, the experimental finding of the cause of the defect, which is focused on the measurement of the pressures in the form of the casting, is devoted to it.

Key words

Penetration, burning-in, grey cast iron, green sand

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

PTÁČEK, T. *Penetrace kovu do bentonitových formovacích směsí při odlévání litinových odlitků*. Brno 2018. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie. 71 s. Vedoucí práce doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma **Penetrace kovu do bentonitových směsí při odlévání litinových odlitků** vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů uvedených na seznamu, který tvoří přílohu této práce.

.....
Datum

.....
Bc. Tomáš Ptáček

PODĚKOVÁNÍ

Děkuji tímto svému vedoucímu doc. Ing. Antonínu Záděrovi, Ph.D., za cenné připomínky a rady, které mi poskytl při vypracování diplomové práce.

Dále bych chtěl poděkovat Ing. Marku Blahovi za praktické připomínky k experimentu a všem pracovníkům firmy VAG Hodonín za jejich ochotou a spolupráci při realizaci experimentální části.

V neposlední řadě bych rád poděkoval Ing. Zbyňku Kuzmovi ze společnosti MECAS ESI za rady a pomoc při simulaci procesu.

Zvláštní poděkování bych rád věnoval své rodině, která mne podporovala během celého studia.

OBSAH

ABSTRAKT	4
PROHLÁŠENÍ	5
PODĚKOVÁNÍ.....	6
OBSAH.....	7
ÚVOD	9
1 POVRCHOVÉ VADY ODLITKŮ.....	10
1.1 Drsný povrch	10
1.2 Povrchové připečeniny	11
1.3 Hluboké připečeniny – zapečeniny.....	11
2 MECHANISMY PENETRACE KOVU.....	12
2.1 Mechanická penetrace	12
2.2 Chemická penetrace	16
2.3 Penetrace přes páry kovů	19
2.4 Explosivní penetrace	20
2.4.1 Exploze v povrchové vrstvě formy.....	21
2.4.2 Exploze v dutině formy	22
2.5 Expanzní penetrace	22
2.6 Penetrace cristobalitickou expanzí.....	24
3 STATISTICKÁ ANALÝZA VSTUPNÍCH PARAMETRŮ.....	26
3.1 Grafická analýza	28
3.2 Regresní analýza	30
3.3 Analýza prodyšnosti	33
3.4 Analýza formovacích linek.....	38
3.5 Zhodnocení statistické analýzy	39
4 HODNOCENÍ VADY	40
4.1 Odběr vzorků.....	40
4.2 Hodnocení struktury	43
4.3 Hodnocení penetrace	45
4.4 Analýza pomocí EDS	48

5	MĚŘENÍ PŘETLAKU	50
5.1	Popis měření tlaku plynů ve formě	51
5.2	Návrh měřicí soustavy	53
5.3	Výsledky měření tlaku plynů ve formě	56
5.4	Statistické zhodnocení měření	62
	ZÁVĚR	64
	SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ	65
	SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK	67
	SEZNAM POUŽITÝCH OBRÁZKŮ	68
	SEZNAM POUŽITÝCH GRAFŮ	69
	SEZNAM POUŽITÝCH TABULEK	70
	SEZNAM PŘÍLOH	71

ÚVOD

Při současném snižování výrobních nákladů se průmyslová výroba zaměřuje na růst kvality vyráběných součástí. Totéž platí i pro slévárství, jehož proces výroby odlitků bývá často doprovázen vadami. Prevence těchto vad velmi úzce souvisí s jejich identifikací a hlavně s odhalením principu jejich vzniku a správnými zásadami prevence. Přestože slévárství je jeden z nejstarších oborů, nedokážeme vyrábět odlitky zcela bez vad, i když se ve slévárnách zavádějí nejmodernější výrobní technologie[1].

Výroba kvalitních odlitků vyžaduje, aby povrch odlitku byl hladký a bez zjevných povrchových vad. Nejčastější vadou podle Stránského [2] jsou vměstky, jejichž procentuální zastoupení je 30 % u ocelových odlitků a 26 % u LLG. Další skupinou vad v pořadí jsou vady tvaru, které tvoří 27 % u ocelových a 28 % u litinových odlitků. V neposlední řadě se v odlitcích vyskytují dutiny, tedy staženiny, bubliny, či bodliny. Tyto vady zastupují 22,5 % u ocelových a 21,5 % u litinových odlitků. Z publikací autorů [2], [3] je důležité zmínit ještě vady povrchu, které sice představují pouze 10 až 11 %, ovšem jsou finančně velmi náročné na opravy.

Jedna z nejčastěji se vyskytujících vad povrchu je penetrace kovu do pískových forem neboli připečenina. Penetrování kovu do formy způsobuje povrchovou vadu, která se klasifikuje v závislosti na hloubce proniknutí kovu do formy. Z tohoto důvodu rozlišujeme povrchovou drsnost, připečeniny a zapečeniny [4]. Tyto povrchové vady mohou mít zásadní vliv na zhoršení obrobitelnosti a v neposlední řadě na vzhled povrchu odlitku, který zákazník požaduje.

Přestože je tato problematika podrobně studována mnoho let, tak i nadále tyto vady způsobují velké finanční ztráty za neshodné výrobky nebo za jejich opravy [5]. Navíc během čištění odlitků vzniká velké množství křemenného prachu, který může pracovníkům způsobit vážné zdravotní komplikace [5]. Negativní vliv je i na životní prostředí. Proto je nutné se nadále touto problematikou zabývat, ačkoliv se ji pravděpodobně nikdy nepodaří zcela odstranit.

Cílem této diplomové práce je analyzovat odlitky dodané slévárnou VAG Hodonín a statisticky analyzovat data získaná z výrobního procesu. Na základě této analýzy určit základní parametry ovlivňující výskyt vad typu připečenina. U dodaných odlitků provést analýzu příčiny vzniku vady na základě metalografického hodnocení a navrhnout nápravná opatření proti jejich opětovnému vzniku.

1 POVRCHOVÉ VADY ODLITKŮ

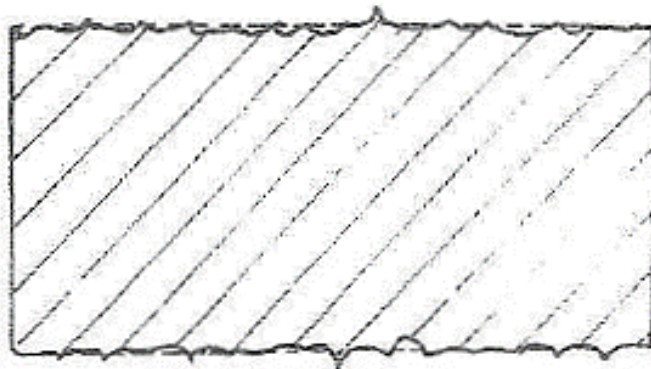
Vady povrchu odlitků jsou podle Stránského [2] na čtvrtém místě z hlediska četnosti výskytu této vady. Ovšem z hlediska nákladů na opravu odlitků je tato třída na předních místech žebříčku vad. Jedná se totiž o vady, které jsou ve většině případů odstranitelné, ovšem jejich oprava je pracná a časově náročná. Často se jedná pouze o vadu vzhledu, která žádným způsobem neovlivňuje funkci a životnost součásti. Záleží tedy na odběrateli, zda je ochoten tuto vadu tolerovat [4].

Podle publikace T. Elbela [4] lze vady rozčlenit do tříd a skupin. Připečeniny potom zaujmají třídu 200 (Vady povrchu) a skupinu 210 (Připečeniny). Následně jsou číselně rozděleny podle hloubky penetrace kovu [4].

Skupina vad:	210 Připečeniny
Vada číslo:	211 Drsný povrch
	212 Povrchové připečeniny
	213 Hluboké připečeniny – zapečeniny

1.1 Drsný povrch

Odlitek má hrubý a drsný povrch díky dokonalému smočení líce formy tekutým kovem do hloubky, která není větší než polovina průměru zrna ostřiva. Vrstva ostřiva, která zůstala na odlitku lze snadno odstranit. Během čištění se však výrazně mění drsnost povrchu, a to jak v kladném, tak i v záporném smyslu [4]. Schéma této vady je zobrazeno na obr. 1.1.



Obr. 1.1 Drsný povrch [4]

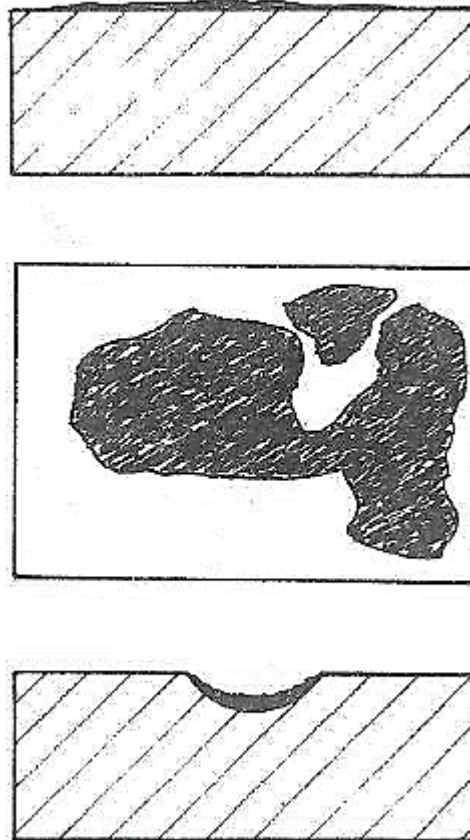
Drsnost plochy se hodnotí její prohlídkou a komparační metodou podle ČSN EN 1370 [6]. Principem metody je subjektivní srovnávání drsnosti odlitku s etalonem při šikmo dopadajícím umělém osvětlení. K hodnocení se používají sady kovových etalonů, které mají odstupňované hodnoty drsnosti povrchů v rozmezí 4 – 100 $\mu\text{m Ra}$ [4].

Pro zlepšení kvality povrchu se používají ochranné nátěry se žáruvzdornými plnivy (zirkon, korund, chromagnezit) a pro grafitizující slitiny na bázi grafitu, mastku, pyrofylitu a jiných látek [4].

U syrových forem je důležitá volba optimální velikosti ostřiva, kdy pro ocel je vhodná $d_{50} = 0,17 \text{ mm}$ a pro šedou litinu $d_{50} = 0,14 - 0,16 \text{ mm}$ pro odlitky do 25 kg. U odlitků z grafitických litin je nutné používat uhlíkaté přísady, které ovlivňují smáčivost formy [4].

1.2 Povrchové připečeniny

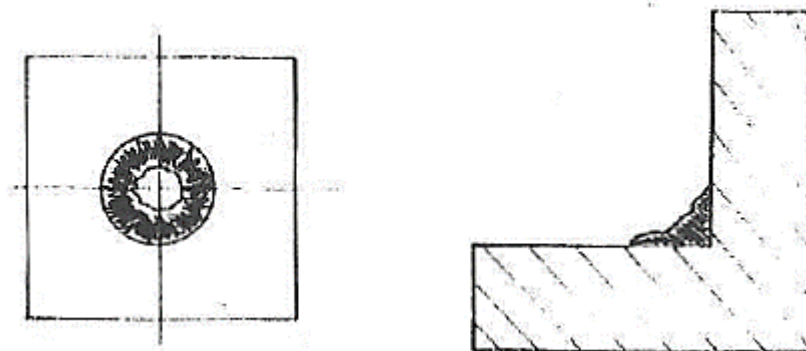
Tenká vrstva písku je pevně spojená s povrchem odlitku, nejčastěji na rovných plochách. Penetrovaný kov proniká do hloubky větší než průměr ostříva. Odstranění této připečeniny je velmi obtížné. Lze ji odstranit opětovným tryskáním a broušením [4]. Schematické znázornění vady je na obr. 1.2.



Obr. 1.2 Povrchová připečenina [4]

1.3 Hluboké připečeniny – zapečeniny

Zde již kov vniká do značné hloubky, často i několik cm. Konglomerát písku a kovu vzniká v místech formy (jádra), která jsou silně tepelně namáhána. Ve většině případů je lze velmi těžko oddělit od povrchu odlitku. Oprava odlitku se provádí vypalováním pomocí uhlíkových elektrod, vysekáváním nebo broušením [4]. Schéma vady je na obr. 1.3.



Obr. 1.3 Hluboká připečenina [4]

2 MECHANISMY PENETRACE KOVU

Penetrace kovu je jev, který může vznikat různými mechanismy. V publikacích amerických autorů [5], [7], [8] jsou popsány jednotlivé mechanismy vzniku a jejich příčiny u litinových odlitků. Tento kolektiv se i nadále věnoval těmto vadám a vznikly publikace [9], [10], [11], které se zabývají problematikou penetrace u ocelových odlitků. Podle výše zmíněných publikací lze tedy mechanismy penetrace rozdělit následovně:

- mechanická penetrace
- chemická penetrace
- penetrace par kovů
- explozivní penetrace
- expanzní penetrace
- penetrace cristobalitickou expanzí [12]

Výše zmíněné mechanismy téměř vždy probíhají v kombinaci s jiným mechanismem. Pouze mechanický děj bez reakce mezi tekutým kovem a formovací směsí nebo atmosférou formy téměř neexistuje.

2.1 Mechanická penetrace

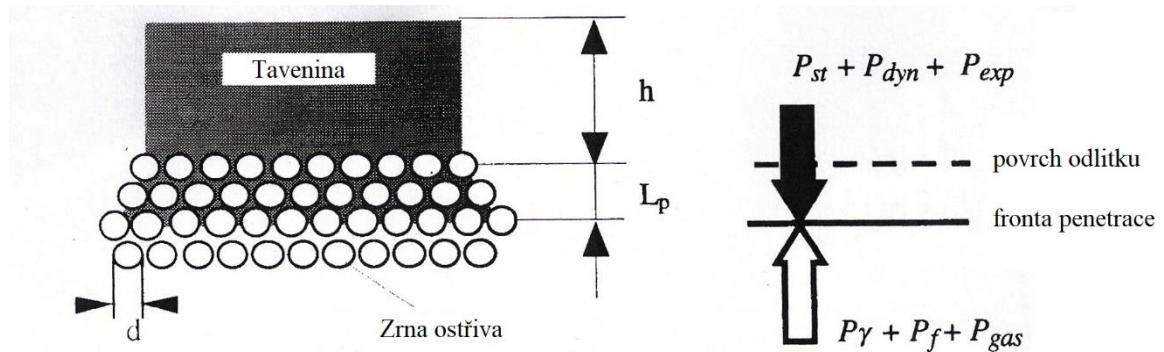
Pro všechny mechanismy v podstatě platí, že penetrace může nastat, pokud je porušena rovnováha tlaků (2.1). Pokud je tato rovnice porušena, tak tlak tekutého kovu překročí odpor, který klade forma a kov vnikne mezi zrna ostřiva směsi [13].

$$P_{st} + P_{dyn} + P_{exp} = P_{\gamma} + P_f + P_{gas} \quad (2.1)$$

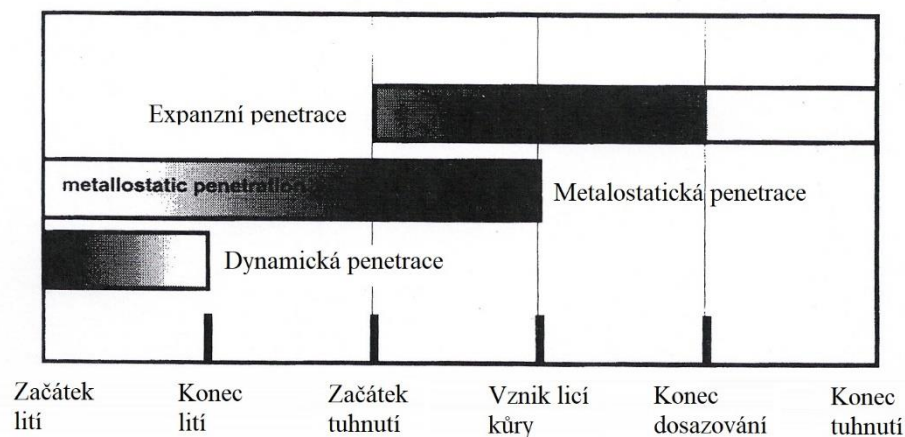
Kde:	P_{st}	metalostatický tlak	[Pa]
	P_{dyn}	dynamický tlak	[Pa]
	P_{exp}	expanzní tlak	[Pa]
	P_{γ}	kapilární tlak	[Pa]
	P_f	tlaková ztráta třením při pohybu kovu v pórech	[Pa]
	P_{gas}	tlak plynů ve formě	[Pa]

Levá strana rovnice (2.1) zastupuje tlaky tekutého kovu a pravá strana odpor formy proti pronikání kovu. Expanzní tlak v levé části se vyskytuje pouze u litin, a to z důvodu grafitické expanze. Pokud dochází k mechanické penetraci, má levá strana rovnice vyšší hodnotu a dochází k porušení tlakové rovnováhy (obr. 2.1). Tlaky na pravé straně rovnice nepůsobí vždy současně během lití. Časový průběh působení jednotlivých tlaků je zobrazen na obr. 2.2.

Rozhodující vliv na pronikání kovu má kapilární tlak, který závisí na úhlu smáčení (povrchovém napětí) a na průměru pórů mezi zrna formovací směsi. Autoři [5] uvádějí, že při měření tlaku plynů ve formách během plnění a tuhnutí odlitku se u bentonitových forem hodnoty tlaku pohybovaly okolo 1 atm a u furanových forem byla jejich maximální hodnota 1,25 atm.



Obr. 2.1 Porušení tlakové rovnováhy [5]



Obr. 2.2 Časový průběh mechanismů mechanické penetrace [5]

Pro analytické řešení, zda bude penetrace probíhat, slouží tzv. PI_{mech} (2.2) index, který je závislý na kritickém úhlu smáčení θ_{cr} (2.3), při kterém penetrace již bude probíhat. Porovnáním tohoto kritického úhlu smáčení se skutečným úhlem θ_A , který je měřen mezi roztavenou slitinou a formou, lze vypočítat index mechanického pronikání PI_{mech} .

$$PI_{mech} = \frac{\theta_A}{\theta_{cr}} \quad (2.2)$$

Kde: θ_A skutečný úhel smáčení [°]
 θ_{cr} kritický úhel smáčení [°]

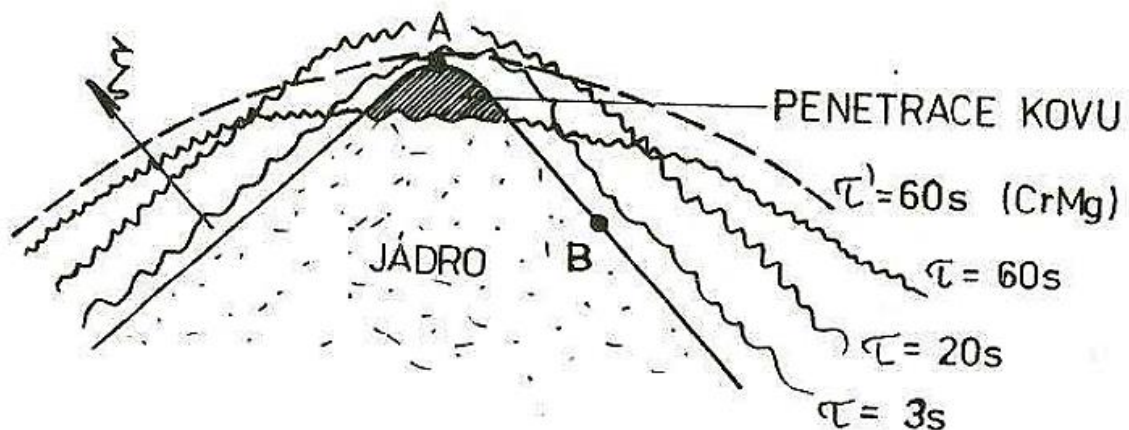
$$\theta_{cr} = \cos^{-1} \left[-\frac{d_p}{4\gamma_{LV}} (\rho gh + \rho V^2) \right] \quad (2.3)$$

Kde:	d_p	průměr pórů mezery mezi pískovými zrny	[m]
	γ_{LV}	povrchová energie par slitiny	[J.m ⁻²]
	h	metalostatická výška	[m]
	ρ	hustota slitiny	[kg/m ³]
	g	gravitační konstanta	[m/s ²]
	V	vstupní rychlost kovu do formy	[m/s]

Pokud je penetrační index větší než 1, není pravděpodobné, že k penetraci dojde. Naopak pokud je index menší než 1 může dojít k mechanické penetraci [9].

Proces vnikání kovu do pórů formy není pravděpodobně děj plynulý, ale děje se po skocích. Kov s nízkou teplotou vnikne do póru a ztuhne. Tím se zvýší tepelná vodivost vzniklé zapečeniny, která přijme i latentní teplo krystalizace. Forma se ohřeje, kov se znovu roztaví a prostoupí do větší hloubky. Tyto skoky se časem zkracují [4].

Daleko složitější tepelné poměry panují u pravých jader. Kov se odlévá s přehřátím, a proto je po naplnění formy ještě určitou dobu v tekutém stavu při kontaktu s formou. Tento případ lze ukázat na klínovém jádře (obr. 2.3).

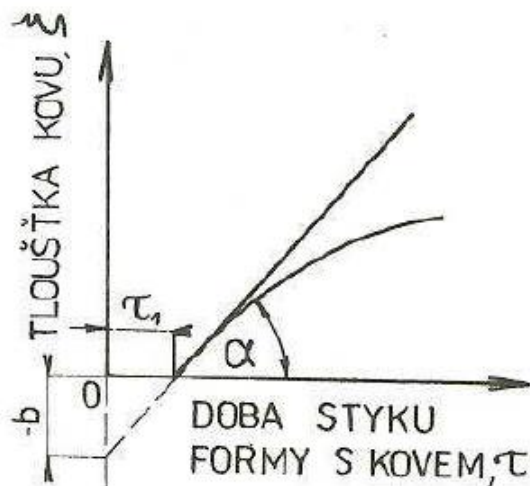


Obr. 2.3 Schéma natuhávání kovu na povrchu jádra [4]

V bodě B jádro dokáže odvádět předávané teplo a nastává natuhávání kovu podle upraveného Schwarzsova vztahu (2.4). Natuhávání souvislé kůry ξ v bodě B probíhá jako na povrchu formy tvaru polonekonečné desky. Pro vznik penetrace je nebezpečný pouze časový úsek τ_1 , po který je kov ve styku se „studeným jádrem“ (obr. 2.4) [4].

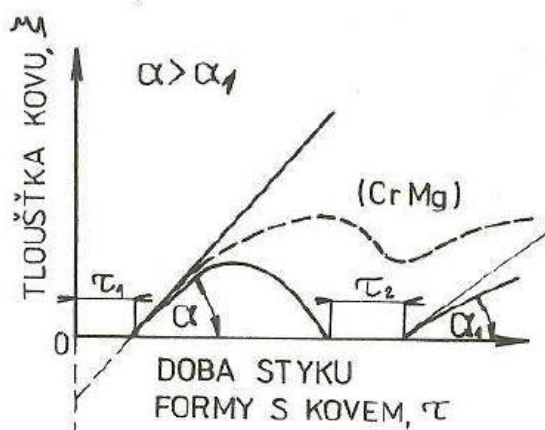
$$\xi = -b + k\sqrt{\tau} \quad (2.4)$$

Kde:	b	úsek na ose ξ , který vytíná tečna ke křivce tuhnutí	[-]
	k	konstanta tuhnutí	[m.s ^{-1/2}]
	τ	čas tuhnutí	[s]



Obr. 2.4 Tuhnutí v bodě B [4]

Zcela jiná situace tuhnutí nastává v bodě A. Počáteční rychlé natuhávání kůry kovu je zpomalováno vlivem dvoustranného prohřívání formy i jádra. Nerovnováha mezi přívodem a odvodem tepla jádrem způsobuje, že teplota líce v bodě A stoupne nad teplotu pseudoisosolidy a kov se opět natavuje až do obnažení celé špičky, což pak trvá určitý časový úsek τ_2 . Poté nastává proces natuhávání, ale s nižší rychlostí tuhnutí ($\alpha_1 > \alpha_2$) (obr. 2.5). Cyklické natuhávání je příčinou opětovného styku kovu s obnaženým jádrem (τ_2). Tento úsek je nebezpečnější než úsek τ_1 , protože jádro je vyhříváno na teploty vyšší než je teplotní podmínka penetrace [4].

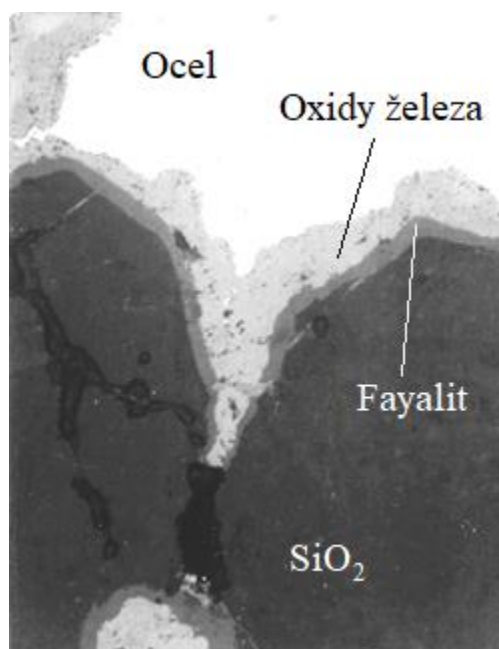


Obr. 2.5 Tuhnutí v bodě A [4]

Rychlost a hloubka prohřátí jádra úzce souvisí s koeficientem tepelné akumulace b_f . Pro zabránění roztavení prvotní kůry odlitku a penetrace lze využít směsi s vysokým ochlazovacím účinkem (chrommagnezit, zirkon, korund, kovové ostřívo). Tento typ ostříva nedovolí, aby došlo k penetraci za stejných podmínek lití.

2.2 Chemická penetrace

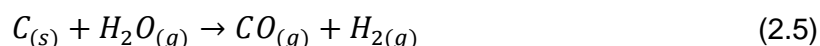
U ocelí se často uplatňuje tzv. oxidická penetrace nazývaná též jako chemická penetrace. Při odlévání v důsledku reoxidace taveniny dochází k tvorbě oxidických povlaků prvků s nízkou afinitou ke kyslíku a k tvorbě nízkotavitelných sloučenin, např. fayalitu, rhoditu apod. (obr. 2.6). Současně s poklesem teploty tuhnutí dochází i k prudkému snížení úhlu smáčení a forma se stává smáčivou bez ohledu na použité ostřívo. To způsobuje snižování kapilárního tlaku (kov je do formy nasáván) a k penetraci taveniny do formy při nižším metalostatickém tlaku [14], [15].



Obr. 2.6 Chemická penetrace [9]

Pro pochopení chemické penetrace je nutné znát základní chemické reakce, které během odlévání probíhají v dutině formy.

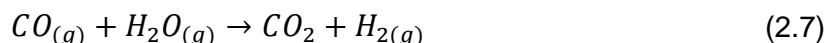
Reakce vodní páry s uhlíkem z uhlíkatých materiálů (uhlíkaté přísady).



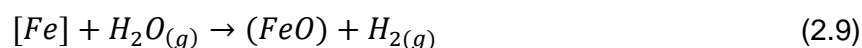
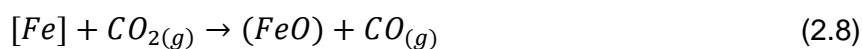
Reakce vodní páry s uhlíkem rozpuštěným v oceli nebo v litině.



Takto vzniklý oxid uhelnatý může reagovat s vodní párou.



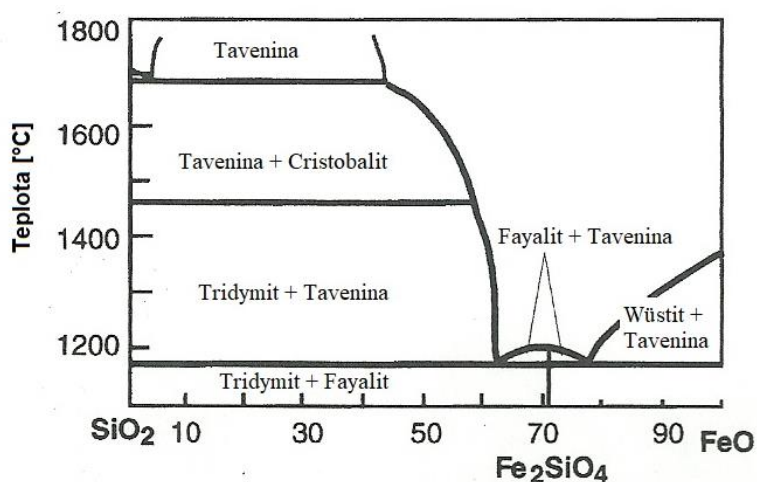
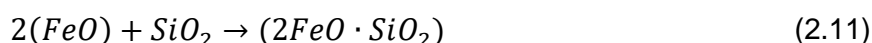
Na rozhraní forma/kov může být železo oxidováno CO_2 nebo H_2O .



U forem, jejichž pojivový systém tvoří pryskyřice s nízkou relativní vlhkostí a bez uhlíkatých přísad, může nastat reakce mezi kyslíkem a uhlíkem, který je rozpuštěný v kovu.



Ze zmíněných rovnic je patrné, že jejich produkty jsou především vodík, oxid uhelnatý a uhlíčitý. Tyto plyny mohou reagovat s ocelí podle reakce (2.8) za vzniku oxidu železnatého. Tento oxid může dále reagovat s křemičitým pískem podle reakce (2.11) za vzniku nízkotavitelných křemičitanů (např. fayalit s bodem tání 1205 °C) – obr. 2.7.

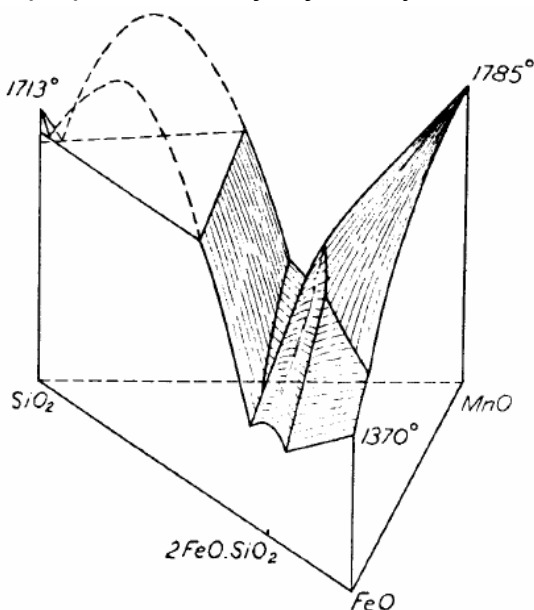


Obr. 2.7 Rovnovážný diagram SiO₂-FeO [2]

Výsledky výzkumů autorů [9] a [16] ukazují, že chemická penetrace probíhá pouze u ocelových odlitků. Naopak u litinových odlitků se projevuje pouze mechanická penetrace. Podle autorů [5] probíhá oxidace v pořadí C > Si > Mn > Fe. Uhlík je tedy přednostně oxidován před železem a brání jeho oxidaci.

Při řešení reakcí na povrchu formy po nalití je nutné zvažovat účinek atmosféry ve formě, především poměr CO k CO₂. Pokud se zvýší koncentrace CO₂, dochází k výrazné oxidaci. Tento jev byl potvrzen autory [9], kteří zjistili, že čím víc má atmosféra oxidační charakter, tím více probíhá chemická penetrace. Další část tohoto výzkumu [10] odhalila, že atmosféra při odlévání ocelových odlitků závisí zejména na druhu pojiva, a obzvláště na obsahu uhlíku a vlhkosti směsi. Oproti litinovým odlitkům, které jsou chráněny vysokým obsahem uhlíku, jsou oceli velmi náchylné k chemické penetraci při změně atmosféry ve formě. U uhlíkové oceli mohou nastat obě varianty penetrace. Pokud nastává mechanická penetrace, neprobíhají žádné chemické reakce mezi kovem a směsí. V případě chemické reakce se poblíž kovové matrice vytváří vrstvička FeO a v blízkosti křemenného ostříva vrstva fayalitu (obr. 2.6).

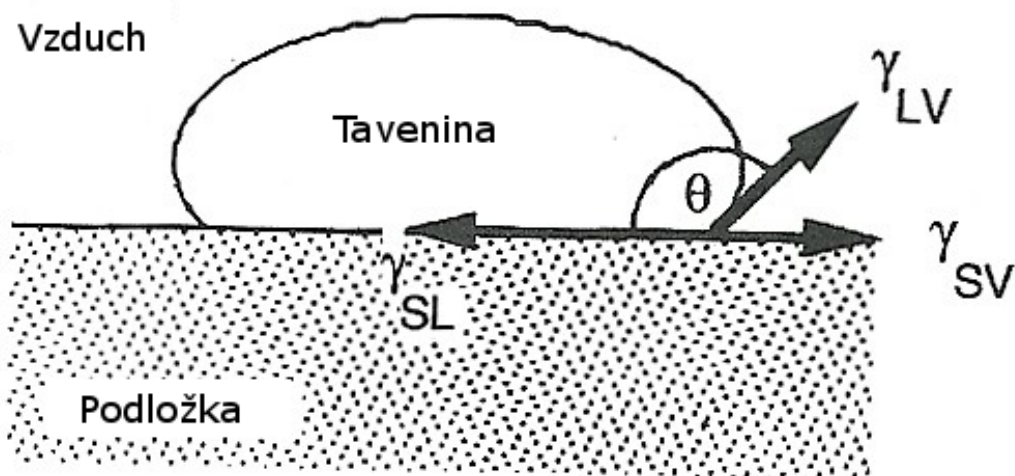
Hloubka chemické penetrace se zvyšuje s obsahem kyslíku a manganu v tavenině. Při vyšším obsahu manganu může dojít ke vzniku komplexních sloučenin z ternárního systému FeO-SiO₂-MnO (obr. 2.8). Tyto sloučeniny smáčí formu a mění povrchovou energii ostřiva při penetraci stejně jako fayalit.



Obr. 2.8 Ternární diagram FeO-SiO₂-MnO [5]

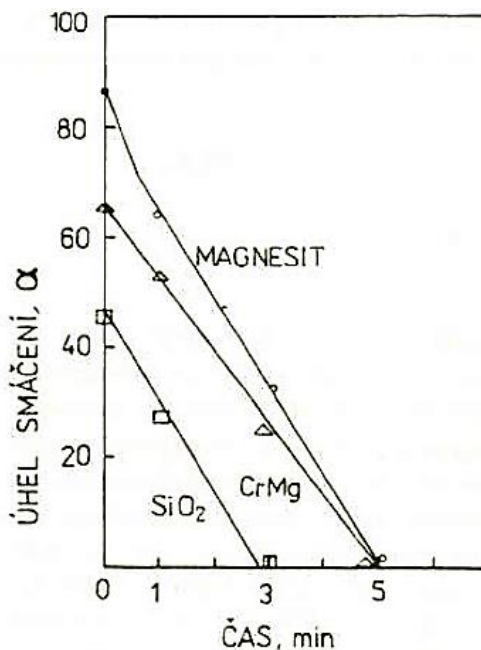
Důležitými parametry pro vznik penetrace je hodnota povrchového napětí mezi taveninou a povrchem formy a úhel smáčení formy θ (obr. 2.9). Úhel smáčení je definován povrchovým napětím γ_{SL} (podložka – tavenina), γ_{LV} (tavenina - vzduch) a γ_{SV} (podložka – vzduch) podle vztahu (2.12). Pokud je úhel smáčení menší než 90°, tak dochází k pronikání kovu do formy a forma je smáčivá - metalofilní. Naopak je-li úhel smáčení vyšší než 90°, tak je tavenina formou odpuzována a forma je nesmáčivá – metalofobní [17].

$$\cos \theta = \frac{\gamma_{SV} - \gamma_{LS}}{\gamma_{LV}} \quad (2.12)$$



Obr. 2.9 Úhel smáčení θ [5]

Jeden z hlavních parametrů z rovnice (2.1) ovlivňující penetraci je kapilární tlak, který je ovlivňován úhlem smáčení. V reálných podmínkách dochází často při vlastním transportu kovu k oxidaci. Oxidy částečně zůstávají na povrchu kovu a částečně migrují do formy. Pleny oxidů železa zvyšují smáčivost formy kovem a úhel smáčení se rychle snižuje a tím dochází i ke snižování kapilárního tlaku až do minusových hodnot. Po 3 – 5 min. je krajní úhel smáčení téměř nulový u všech druhů formovacích směsí (obr. 2.10). V tomto případě je kov již do mezizrnových prostorů nasáván [4], [13].



Obr. 2.10 Změna úhlu smáčení s dobou styku odlitku s formou [1]

2.3 Penetrace přes páry kovů

Teorie mechanické a chemické penetrace nedovedou odpovědět na některé skutečnosti v souvislosti s tvorbou hlubokých zapečenin. Předchozí teorie nevysvětlují dostatečně vysokou koncentraci čistého kovu v zapečeninách (vyšší než 50 %) [4].

Sanders [18] předpokládá, že karbonyl železitý $\text{Fe}(\text{CO})_5$ je tvořen reakcí železa s oxidem uhelnatým při vysokých tlacích a nízkých teplotách. Termodynamické výpočty ovšem ukázaly, že tlak, který je nutný pro tuto reakci, není ve formě nikdy dosažen [5]. Nicméně jiný transport par kovu tuto penetraci způsobuje.

Zatím nejvíce pravděpodobnou teorii penetrace za spoluúčasti par kovů vypracoval Svoboda [19]. Při experimentech [19] byla zjištěna vysoká koncentrace Mn ve větší hloubce formy, a to čistého Mn, i fáze 70 % Fe a 30 % Mn. Obsah Mn v odlitku byl 0,7 %, navíc byly pozorovány i vysoké koncentrace síry a velmi nízký obsah uhlíku. Vysoká koncentrace Mn je vysvětlována jeho vysokou rychlostí vypařování. Rovněž vysoká koncentrace S byla vysvětlena díky jejím tlakům páry, které jsou mnohem větší než u Mn. Naopak nízký obsah C je způsoben jeho zanedbatelným tlakem par při teplotě 1600 °C. Experimenty byly prováděny se vzorky formy, které byly uzavřené v nepropustné korundové trubici.

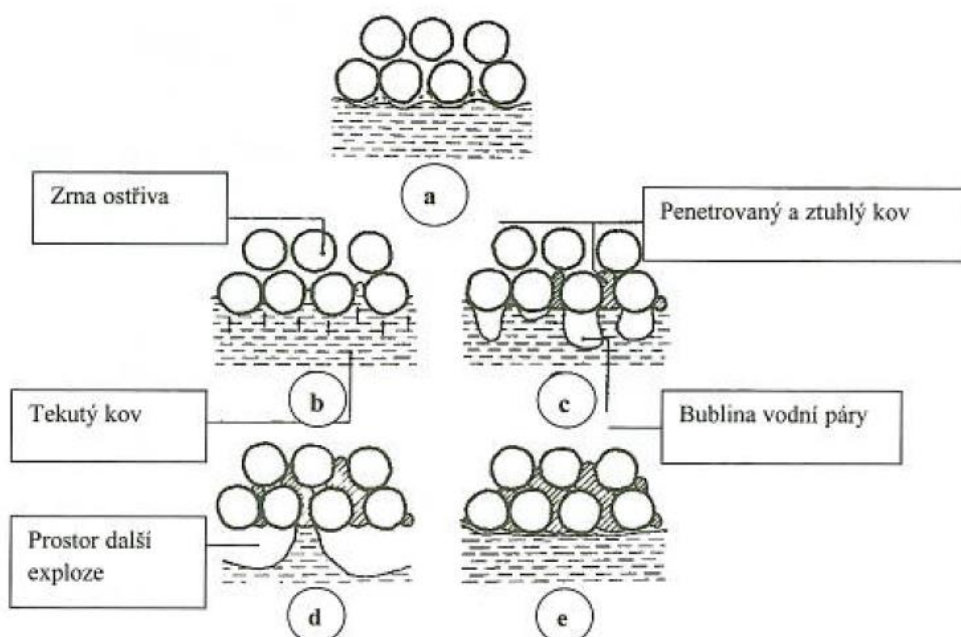
Tyto vzorky byly poté zavěšeny nad lázni tekutého kovu bez kontaktu a s přímým kontaktem s kovem. U vzorků bez přímého kontaktu s kovem docházelo k toku kovových par do formovací směsi. Tyto páry obsahovaly $(\text{FeO})_2$ a $(\text{MnO})_2$. Jediný faktor, který řídil rychlost vypařování, byl parciální tlak O_2 . Při experimentu bylo využito více formovacích materiálů (Al_2O_3 , křemičitého a chromitového ostřiva), ovšem druh formovacího materiálu nemá žádný dopad na průběh difúze. Difúzní rychlost se zvyšovala pouze s velikostí pórů ve směsi. Vzorky, které byly podrobeny působení kovových par a následně vystaveny přímému kontaktu s kovem, vykazovaly určitou mechanickou penetraci. Naopak vzorky, na které tyto páry nepůsobily, nejevily žádné známky zapečení [19]. Na základě experimentů definoval Svoboda mechanismus penetrace par kovů následovně:

Penetrace přes páry kovu je proces, který spočívá v tvorbě těkavých kovových látek, difúzi těchto látek a tepla do formy a následné kondenzace ve směsi. Nejpravděpodobnější kovové látky jsou buď elementární kovové páry, nebo těkavé molekuly kovových oxidů, jako je $(\text{FeO})_2$. Páry manganu a těkavý oxid $(\text{MnO})_2$ hrají obzvláště důležitou roli v důsledku jejich velmi vysokých tlaků par [19].

Těmito procesy nemůže být transportováno velké množství kovu, ale tento mechanismus může pokovit povrch pískových forem a tím dojde ke zmenšení úhlu smáčení, což může významně usnadnit mechanickou penetraci. Vyloučením kovových filmů na zrnech se zásadně mění i tepelné vlastnosti formy a větší podíl přestupu tepla probíhá formou radiace. Tím se zvyšuje teplota ve větších hloubkách formy a kov vniká hluboko do formy. Tento princip penetrace se nejčastěji vyskytuje v tepelných uzlech nebo u masivních odlitků s několikahodinovou dobou tuhnutí [13], [4].

2.4 Explosivní penetrace

Tento typ penetrace se objevuje u bentonitových formovacích směsí a rozšířil se zejména s nástupem lisování formovací směsi vyššími měrnými tlaky. Tento proces penetrace je znázorněn na obr. 2.11 [13].



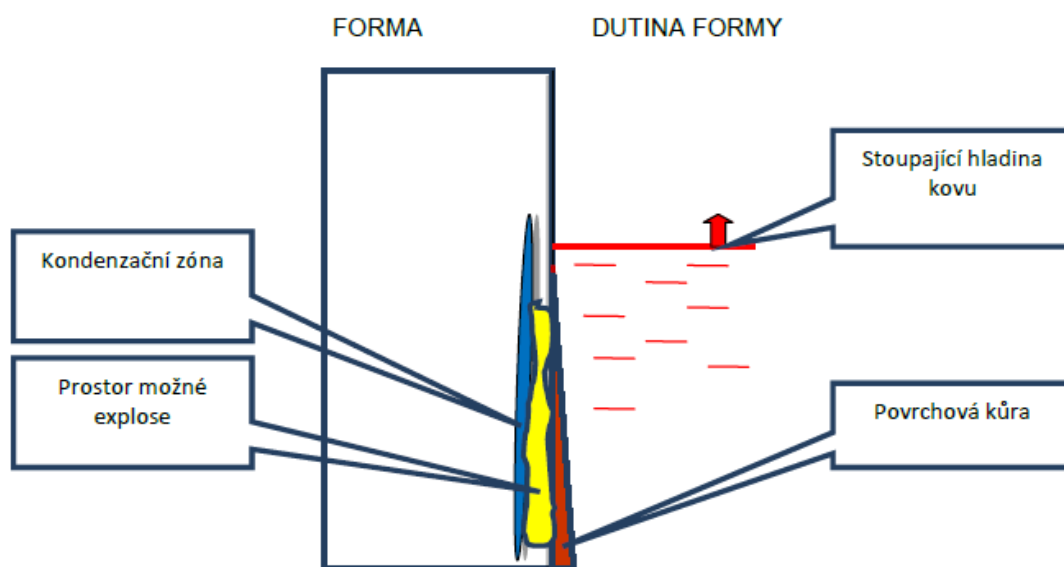
Obr. 2.11 Mechanismus explozivní penetrace [13]

Zpočátku (obr. 2.11 a) může vnikající pára procházet mezi zrny ostřiva, později (obr. 2.11 b) dochází k penetraci do dutin a následně k jejich uzavření. Na povrchu forma-kov dochází vlivem odpařování vody z pojiva k vytvoření bublin (obr. 2.11 c) a k explozi, která vtlačuje taveninu do formy a tím uzavírá cestu páře, která vzniká odpařováním z vlhkosti formy. Následně dochází k další explozi (obr. 2.11 d), která zatlačí do formy další kov a vzniká výsledná hluboká připečenina (obr. 2.11 e). K tomu, aby mohlo dojít k explozi, je potřeba splnit následující tři podmínky: koncentrace, uzavřený prostor a iniciace. Kontrakci vytváří vodní páry ze směsi, ale také rozkládající se uhlíkatá přísada, případně pojivo z jader. Iniciaci způsobuje tekutý kov a uzavřený prostor může být způsoben ještě v dalších dvou oblastech [13]:

- Exploze v povrchové vrstvě formy
- Exploze v dutině formy

2.4.1 Exploze v povrchové vrstvě formy

Při styku kovu s povrchem formy dochází k vypařování vody a k rozkladu přísad ve formovací směsi. Nejprve se odpaří volná voda ve směsi, která není obsažena v bentonitu. Dále pak volná voda z bentonitu a potom dojde k odpaření vázané vody z bentonitu a k rozkladu přísad. Pokud je v první fázi k dispozici hodně volné vody, vytvoří se neprodyšná kondenzační zóna. V úzkém uzavřeném prostoru mezi povrchem formy a kondenzační zónou dochází k dalšímu uvolňování par. Tlak ve formě roste a může dojít až k explozi. Na povrchu odlitku narůstá povrchová kůra, kterou následná exploze poškodí. Po ní následuje imploze a do prostoru mezi kondenzační zónou a povrchem formy vnikne tekutý kov (obr. 2.12). Pokud byla povrchová kůra tenká, dojde k jejímu poškození a kov vnikne do všech pórů. Pokud ovšem měla kůra při explozi již určitou tloušťku, tak se poškodí jen v některých místech a pouze tedy pronikne kov při implozi do formy. Takto vzniklou připečeninu lze odloupnout [13].

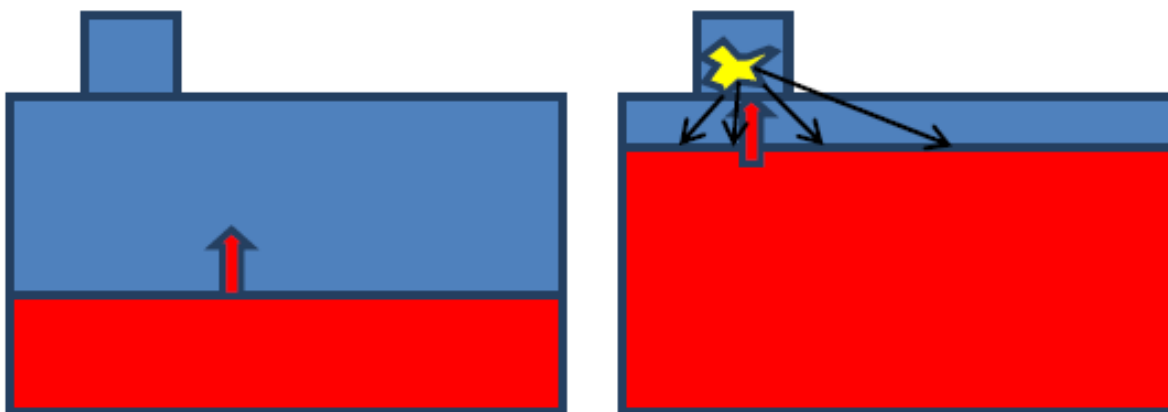


Obr. 2.12 Exploze v povrchové vrstvě formy [13]

2.4.2 Exploze v dutině formy

V dutině formy dochází při plnění kovem k nárůstu tlaků plynů, obzvláště pokud není forma dostatečně odvětrána. Objem plynů, které je potřeba odvést, je mnohonásobně větší než samotná dutina formy, kvůli roztažnosti plynů při zahřívání. Během odlévání stoupá hladina kovu ve formě a zároveň se snižuje povrch formy, který by mohl plyny odvádět. Na ploše, na kterou sálá teplo tekutého kovu, opět vzniká kondenzační zóna, která prudce snižuje prodyšnost. Rychlost plnění formy je po celou dobu plnění stabilní, a proto může snadno nastat prudký nárůst tlaku v dutině formy. Tím je splněna podmínka uzavřené nádoby a může dojít k explozi plynů (obr. 2.13). Nejčastěji k tomu dochází ke konci lití, kdy se rychle zmenšuje zbylá plocha formy [13].

Důležitým rozpoznávacím znakem explozivní penetrace je ostrý okraj penetrované plochy, který je způsoben dynamickým dějem.

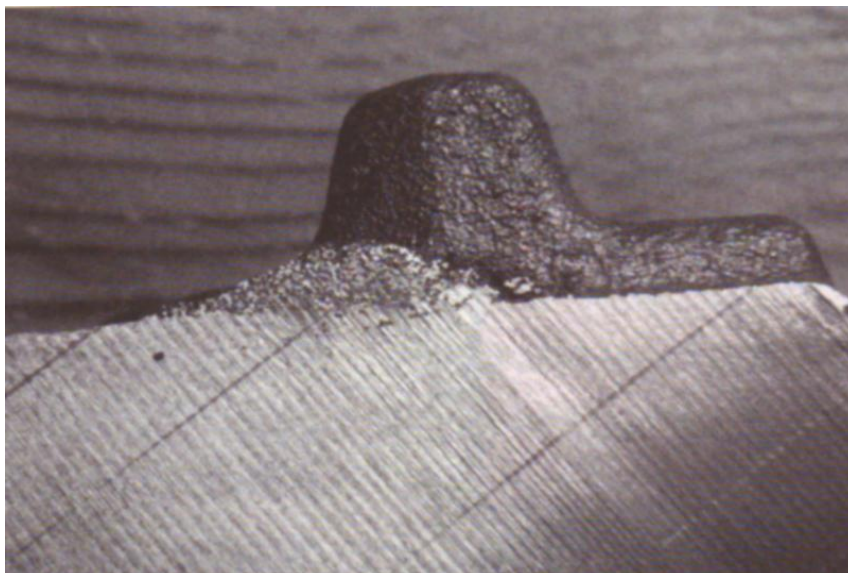


Obr. 2.13 Exploze v dutině formy nad stoupající hladinou tekutého kovu [13]

2.5 Expanzní penetrace

Tento typ penetrace poprvé popsali autoři Levelink a Julien [20]. Další publikace autorů [4] a [5] uvádí, že tento typ penetrace může nastat pouze u grafitických litin během eutektického tuhnutí, které je způsobeno nižší měrnou hmotností vznikajícího grafitu. Kov zvětšuje svůj objem a působí velkým tlakem na povrch formy, čímž způsobuje značně hlubokou penetraci (obr. 2.14). Penetrace se zvyšuje s rostoucím stupněm eutektičnosti a dosahuje maxima při eutektickém složení. Toto je způsobeno rostoucím množstvím grafitu a tomu odpovídá i vyšší expanzní síla. Pokud je v okamžiku expanze nálietek stále funkční, tak se pouze zvedne hladina náliťku. Pokud je náliťek již na hladině ztuhlý, grafitická expanze tlačí kov do formy. Jestliže se expanzní tlak nepodaří přemístit do náliťků, dochází k expanzní penetraci v prohrátých rozích formy (obr. 2.15) [4], [5], [13].

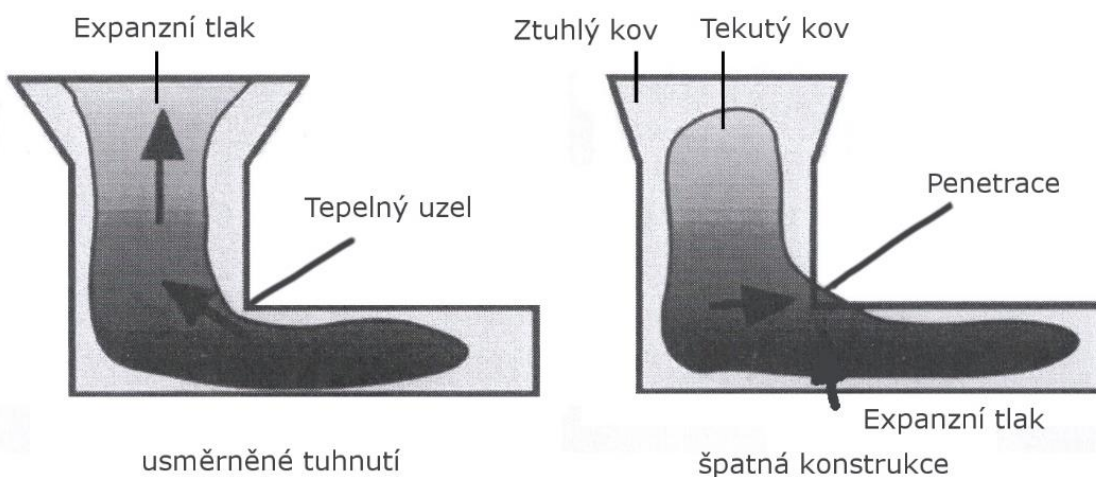
Příznivý vliv na snížení vzniku expanzní penetrace má obsah fosforu v kovu, jak uvádějí autoři [5]. Vysvětlují to lepší dosazovací schopností litiny tím, že expanzní tlak se snadněji uvolní do náliťků. Pokud ovšem obsah fosforu v litině vzroste nad 0,2 %, penetrace zcela zmizí. To tedy znamená, že penetrace může být částečně nebo zcela potlačena zvýšením obsahu fosforu v kovu, ovšem je-li to přípustné pro daný typ litiny [4], [5].



Obr. 2.14 Řez vadou – expanzní penetrace [13]

Pro řešení tohoto mechanismu je vhodné technologicky změnit tvar odlitku nebo změnit způsob nálitkování tak, aby se dosáhlo usměrněného tuhnutí. Vliv mají i metalurgické vlastnosti kovu jako jsou stupeň očkování, chemické složení a lící teplota. Vhodným řešením pro předcházení této vady je simulace tuhnutí a tím i zajištění usměrněného tuhnutí odlitku [5].

Špatná konstrukce odlitků a nálitků je nebezpečná jak pro ocelové, tak i pro litinové odlitky. Rozdíl mezi těmito materiály je pouze v tom, že u litin vzniká penetrace kovu do formy díky grafitické expanzi, naopak u oceli hrozí nebezpečí vzniku ředin [5].



Obr. 2.15 Vznik expanzní penetrace [5]

2.6 Penetrace cristobalitickou expanzí

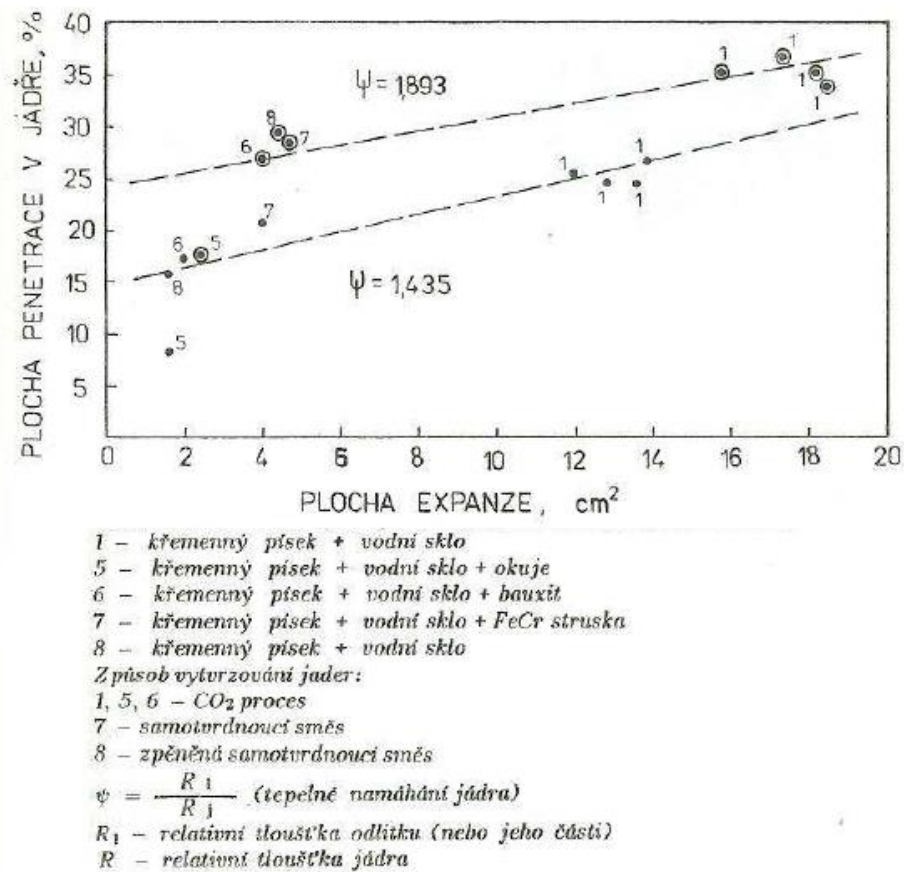
Příčiny vzniku tohoto mechanismu byly pozorovány u směsí s vodním sklem autory výzkumů [12] a [21]. Vznik vady pomocí tohoto mechanismu souvisí s jevem cristobalitické expanze jader. Křemenné ostřívo vysoké čistoty prodělává při teplotách 900-1000 °C pomalou, ale nevratnou přeměnu na nízkoteplotní cristobalit [4]. Jelikož při přechodu α -SiO₂ v cristobalit dochází k podstatným změnám v krystalové mřížce (hexagonální → krychlová), řadíme tuto změnu k tzv. „pozvolným přeměnám“. Pochod probíhá velmi pomalu za předpokladu chemicky čistého křemene, který je hrubě krystalický a má málo defektní mřížku. Rovnovážná teplota této modifikační přeměny leží v rozmezí 1050-1100 °C, což je doprovázeno značným nárůstem objemu jader až o 15,7 %. Cristobalitizace je značně urychlována kationty podle následujícího pořadí [21]:

1. $K^+ > Na^+ > Li^+$
2. $Zn^{2+} > Mn, Fe^{2+} > Ba^{2+} > Sr^{2+} > Ca^{2+} > Mg^{2+}$

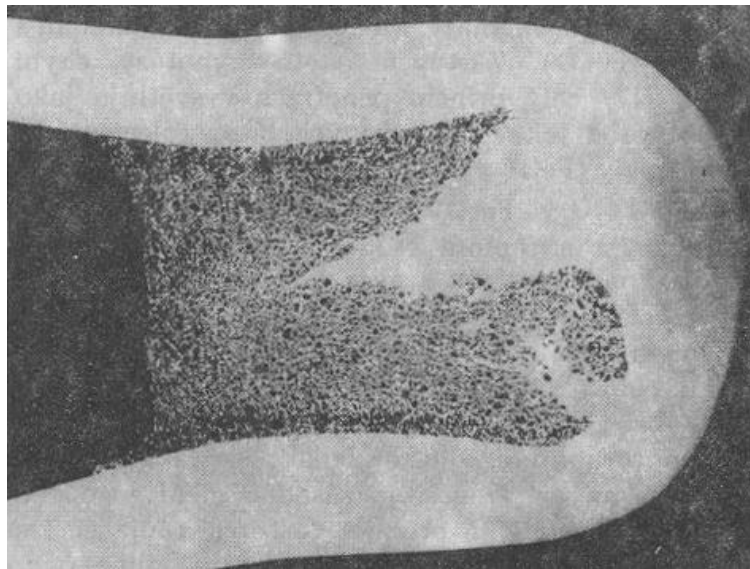
Je-li mineralizátor přítomen v tekuté fázi, tak je jeho působení aktivnější, protože se zvětšuje povrch styku se zrny křemene a celý proces je urychlován. Naopak komplexotvorné kationty ($Al^{3+}, B^{3+}, P^{5+}, Fe^{2+}$) brzdí cristobalitizaci. Bez mineralizátorů probíhá pochod velmi pomalu a vzniká cristobalit s vysoce defektivní strukturou [21], [12].

Vznik cristobalitu je zapříčiněn expanzí jader, která je ovlivňována chemickým složením směsi, jemností a čistotou ostřiva a hlavně teplotními podmínkami na rozhraní jádro-kov. Objemové změny potom nejsou úměrné koncentraci cristobalitu a závisí na tepelném namáhání jádra (ψ), které vyjadřuje vzájemné působení odlitku a jádra. První natuhlá kůrka odlitku se může opět roztavit při vysoké hodnotě ψ . Tím umožní další průběh expanze do té doby, než kůrka znovu ztuhne a dosáhne takové pevnosti, že jádro již dále nemůže narůstat, přestože cristobalitická expanze stále probíhá v objemu jádra. Při nízké hodnotě ψ nedojde vůbec k objemovým změnám ani vzniku trhlin, i když cristobalitizace proběhne [4], [12].

S růstem cristobalitické expanze se zvyšuje sklon směsí k hlubokým připečeninám s rostoucím tepelným namáháním jader ψ (obr. 2.16). Cristobalit je přítomen v připečeninách a ani nátěr nebo námazek nedokáže zabránit expanzi. Výronky jsou pak místa, kde kov proniká do značné hloubky (obr. 2.17) [4].



Obr. 2.16 Vliv cristobalitické expanze na penetraci oceli do jader pojených vodním sklem s rozdílným tepelným namáháním [4]



Obr 2.17 Výronek s hlubokou zapečeninou [4]

3 STATISTICKÁ ANALÝZA VSTUPNÍCH PARAMETRŮ

Statistika je velmi důležitý nástroj, který může odhalit vstupní parametry, které by mohly způsobovat vysokou zmetkovitost odlitků. Pro tuto analýzu byl využit statistický software Minitab.

Pojem zmetek nebo zmetkovitost jsou nesprávné termíny pro neshodné výrobky. Přestože se jedná o dnes ne zcela správné termíny, jsou velmi často uváděny v literaturách a jsou používány v této diplomové práci.

Ve slévárně VAG Hodonín byl zjištěn vysoký výskyt vad u odlitku s číslem modelu 6710-873. Během posledního roku, kdy byla data sledována, se hodnota zmetkovitosti pohybovala okolo 33 %, přičemž vadou připečenina bylo označeno přes 60 % neshodných odlitků.

Sledované parametry výrobních podmínek byly sesbírány z několika oddělení, a to kontroly, tavírny a pískové laboratoře. Každé z těchto pracovišť zaznamenává parametry pro kvalitu odlitku, kov a formovací směs. Data, která byla poskytnuta kontrolou, jsou zejména počty neshodných výrobků a identifikace jejich vad. Z tavírny byly získány záznamy taveb, kde lze dohledat konkrétní chemické složení taveb před odpichem a odpichovou teplotu. Písková laboratoř dodala záznamy měření jednotlivých parametrů formovací směsi. Jednoduché a rychlé zkoušky si písková laboratoř provádí sama každý den, ovšem využívají i externí laboratoř společnosti Clariant. V externí laboratoři se jednou měsíčně vyhodnocují zkoušky, na které nemá slévárna čas, kapacity nebo vybavení. Vzhledem k nízké četnosti záznamů externí laboratoře nemohla být tato data statisticky analyzována s ostatními parametry formovací směsi.

Hodnocený datový soubor má 22 hodnot a 20 různých veličin. Nízký počet záznamů je způsoben týdenním sběrem dat, protože hodnota zmetkovitosti je udávána za celý týden. Všechny ostatní veličiny tvoří průměrné hodnoty pro daný týden. Sledované parametry statistického souboru jsou zobrazeny v tab. 3.1 a vlastnosti souboru v tab. 3.2.

Tab. 3.1 Parametry statistického souboru

Písková laboratoř		Tavírna		Kontrola	
Parametr	Zkratka	Parametr	Zkratka	Parametr	Zkratka
Vaznost	VAZ	Uhlík	C	Zmetkovitost	ZM
Spěchovatelnost	SPĚ	Uhlíkový ekvivalent	C _E		
Aktivní bentonit	AB	Křemík	Si		
Pevnost ve štěpu	ŠTĚ	Mangan	Mn		
Pevnost ve stříhu	STRĚ	Fosfor	P		
Vlhkost	VLH	Síra	S		
Spalitelné látky	SPAL	Chrom	Cr		
		Měď	Cu		
		Hliník	Al		
		Cín	Sn		
		Nikl	Ni		
		Teplota	T		

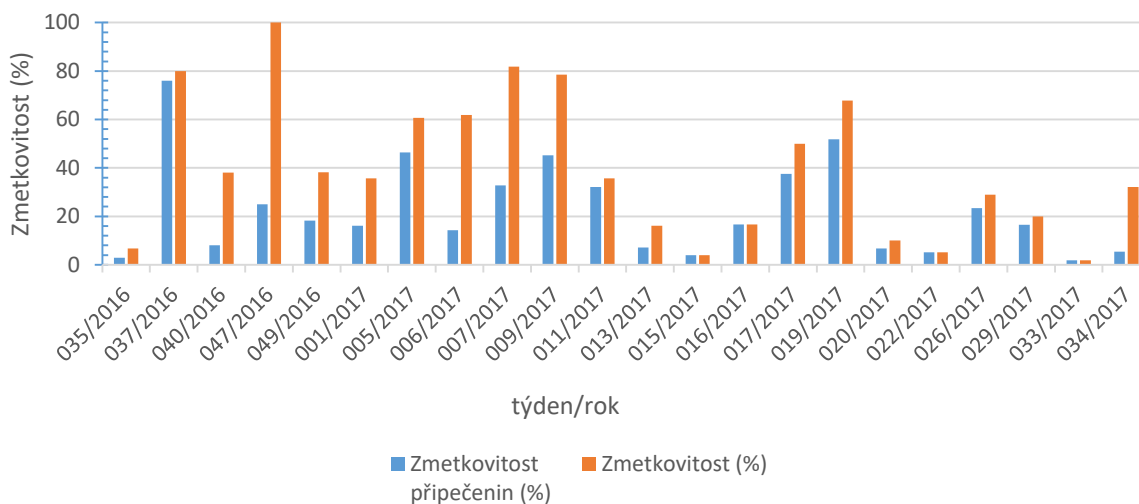
V tab. 3.2 jsou zobrazeny základní vlastnosti statistického souboru, jeho minimální a maximální hodnoty spolu s průměrnými hodnotami, směrodatnou odchylkou a rozptylem hodnot. Průměrné, minimální a maximální hodnoty zmetkovitosti jsou v tabulce také doplněny, přestože jejich hodnoty nejsou statisticky významné.

Tab. 3.2 Vlastnosti statistického souboru $n = 20$

Písková laboratoř					
Parametr	Průměr \bar{x}	MIN	MAX	Směrodatná odchylka s	Rozptyl s^2
VAZ	176,5	124,0	224,0	24,22	586,83
SPĚ	45,3	36,0	53,0	4,99	24,92
AB	7,6	6,5	8,8	0,58	0,33
ŠTĚ	36,0	25,0	48,0	5,37	28,79
STRĚ	39,2	29,0	52,0	6,05	36,60
VLH	3,09	2,49	3,95	0,27	0,07
SPAL	2,05	1,47	2,99	0,24	0,06
Tavírna					
Parametr	Průměr \bar{x}	MIN	MAX	Směrodatná odchylka s	Rozptyl s^2
C	3,34	3,25	3,45	0,05	0,003
C _E	3,88	3,71	4,02	0,05	0,003
Si	1,80	1,70	1,95	0,06	0,003
Mn	0,73	0,63	0,88	0,05	0,002
P	0,03	0,03	0,04	0,003	0,00001
S	0,06	0,10	0,04	0,009	0,00009
Cr	0,05	0,03	0,12	0,01	0,00011
Cu	0,05	0,03	0,08	0,009	0,00008
Al	0,003	0,001	0,005	0,0008	0,00000
Sn	0,005	0,000	0,012	0,002	0,00001
Ni	0,027	0,012	0,049	0,004	0,00002
T	1416,6	1378,0	1463,0	15,09	227,6
Kontrola					
Parametr	Průměr \bar{x}	MIN	MAX	Směrodatná odchylka s	Rozptyl s^2
ZM	23,3	1,79	76,00	18,9	358,4

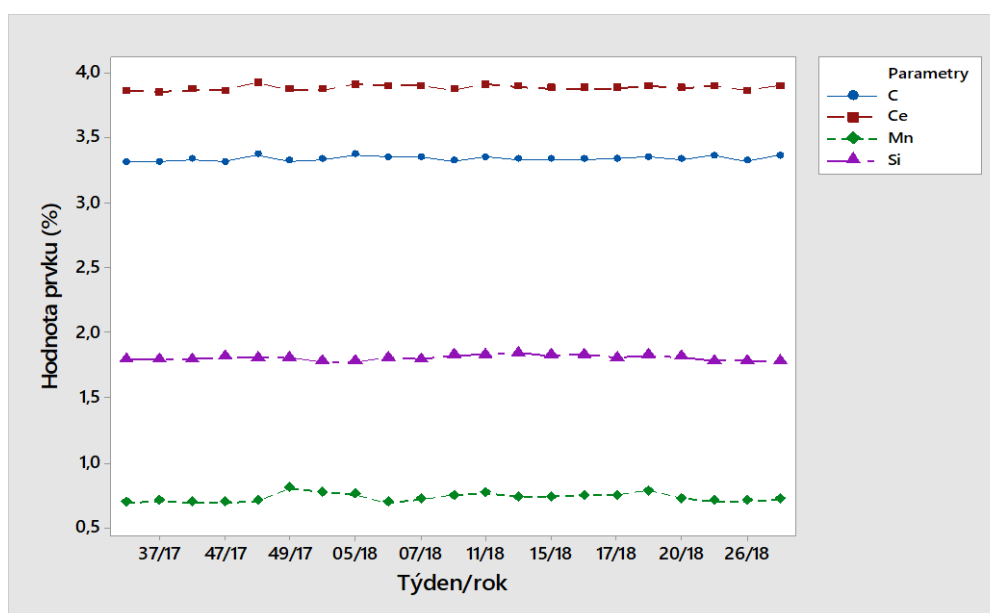
3.1 Grafická analýza

Pro úvodní zhodnocení výskytu vady byl vytvořen graf 3.1, který zobrazuje průběh výskytu vad během posledního roku, kdy byla data sledována. Na vodorovné ose je vyneseno časový údaj týden/rok, kdy byla data zaznamenána a na svislé ose je vyjádřena zmetkovitost odlitku číslo 6710-873. Oranžově označené sloupce vyjadřují celkovou zmetkovitost odlitku v daném týdnu, přičemž modré sloupce charakterizují procentuální zastoupení připečenin z celkového počtu vyrobených odlitků. Z grafu je patrné, že během posledního roku zmetkovitost kolísá a připečeniny tvoří podstatnou část neshodných odlitků.

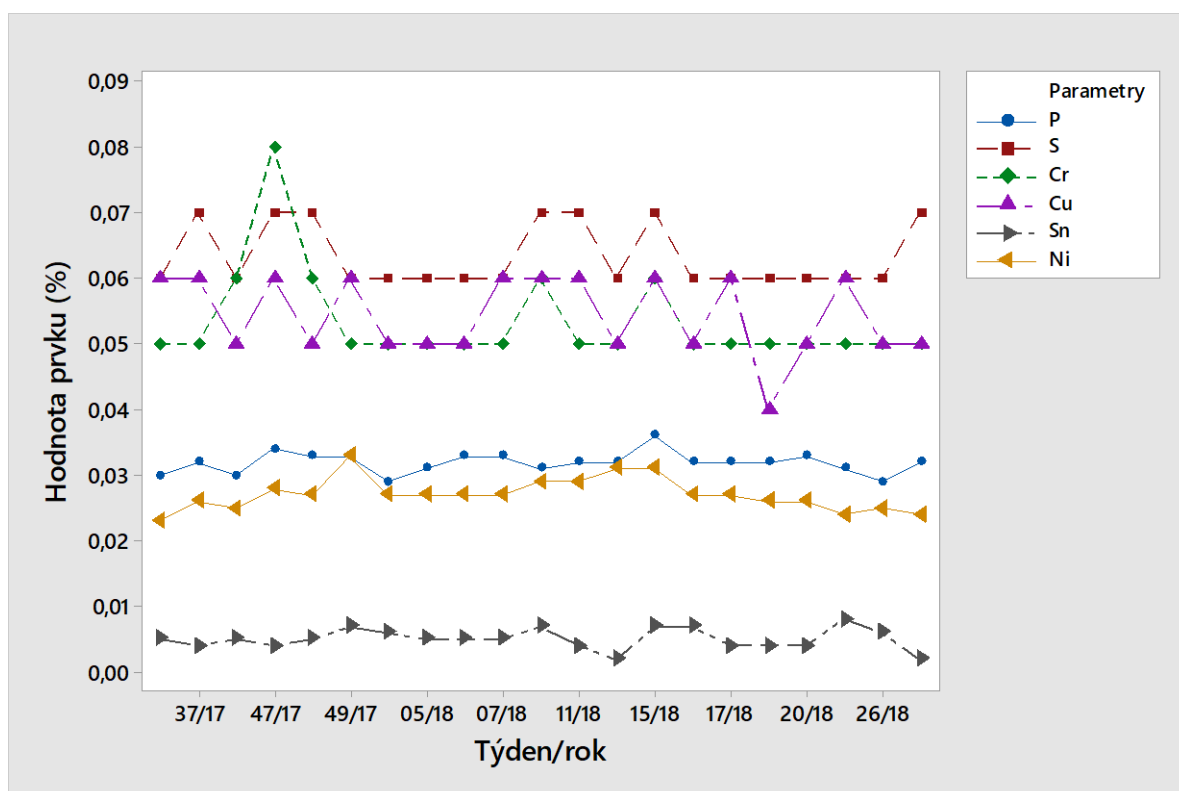


Graf 3.1 Průběh neshodných výrobků

Pro zhodnocení stability chemického složení byla využita funkce Time series plot, která vykreslí hodnoty vybraných parametrů, čímž lze snadno pozorovat jejich výchyly. Jak je patrné z grafů 3.2 a 3.3, hodnoty jednotlivých prvků jsou stabilní s minimálním rozptylem. V grafu 3.3 se nacházejí odchylky, ovšem jejich hodnota se pohybuje v řádech setin procenta. Chemické složení jednotlivých taveb pro LLG je tedy stejné a podle tvaru grafů pravděpodobně nemá významný vliv na změnu zmetkovitosti.

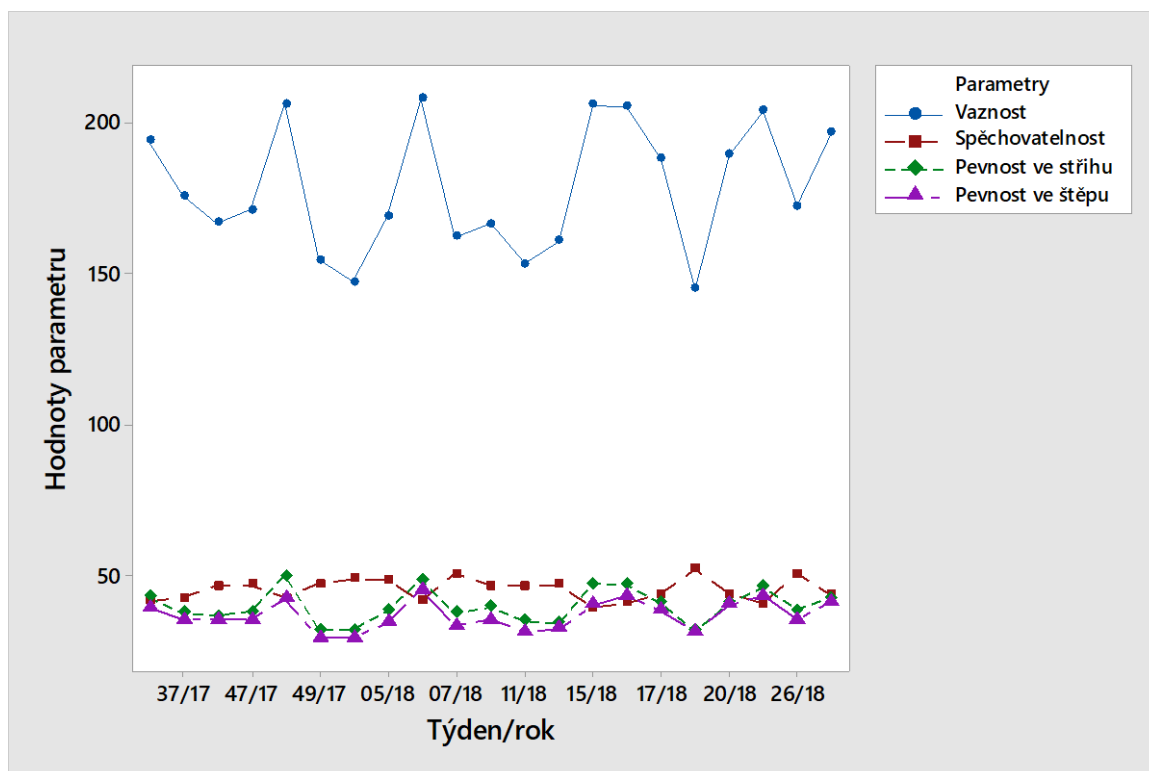


Graf 3.2 Časový průběh koncentrace prvků C, Ce, Mn a Si



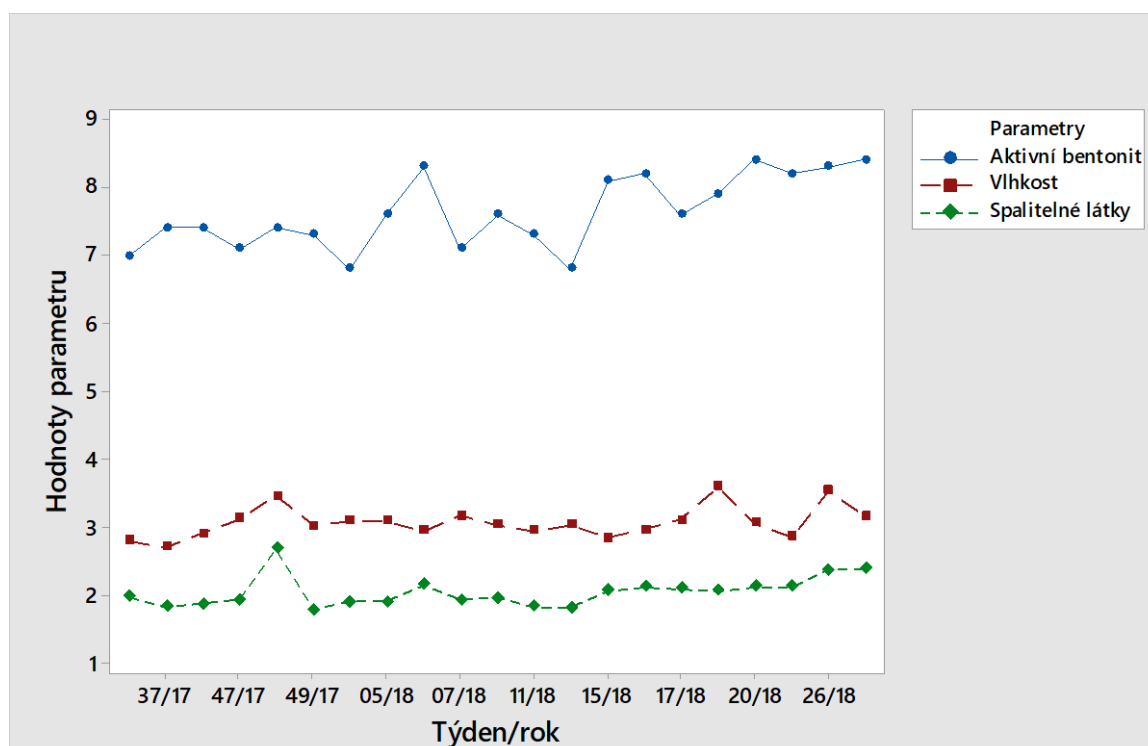
Graf 3.3 Časový průběh koncentrace prvků P, S, Cr, Cu, Sn a Ni

Stejným způsobem byly zhodnoceny i parametry formovací směsi, které jsou zobrazeny v grafech 3.4 a 3.5. Pevnostní charakteristiky (graf 3.4) jako jsou vaznost, spěchovatelnost, pevnost ve stříhu a pevnost ve štěpu vykazují určitý rozptyl hodnot. Tvar těchto grafů naznačuje nestálost procesu a tyto hodnoty by pravděpodobně mohly mít vliv na zmetkovitost.



Graf 3.4 Časový průběh pevnostních parametrů formovací směsi

Podobný charakter mají i ostatní vlastnosti směsi jako je aktivní bentonit, vlhkost a spalitelné látky (graf 3.5). Hodnoty ovšem nejsou natolik rozptýleny jako u pevnostních vlastností směsi. Z této grafické analýzy lze konstatovat, že hlavními faktory ovlivňující zmetkovitost, by mohly být parametry formovací směsi.



Graf 3.5 Časový průběh parametrů formovací směsi

3.2 Regresní analýza

Z výsledků provedené grafické analýzy vyplývá, že problém by mohl souviset s formovací směsí, protože některé parametry formovací směsi vykazují vyšší rozptyl hodnot. Pro potvrzení této domněnky byla využita regresní analýza, která může vyloučit parametry, které nemají statisticky významný vliv na růst zmetkovitosti. Při této analýze byly postupně vylučovány parametry s nejvyšší P-hodnotou, až zbyly jen ty, jejichž P-hodnota byla menší než 0,05. Takto vybrané parametry mohou mít statisticky významný vliv na výslednou zmetkovitost ve výrobě na hladině významnosti vyšší než 95 %.

Nejprve byla provedena analýza všech parametrů společně, tedy chemického složení kovu i vlastnosti formovací směsi. Výsledky analýzy shrnuje rovnice (3.1). Jednotlivé parametry rovnice jsou statisticky významné a jejich P-hodnota je menší než 0,05 (tab. 3.3). Hodnota R-sq pro rovnici (3.1) je 56 %. Při dosazení parametrů do rovnice se výsledná hodnota zmetkovitosti pohybuje okolo 11 %, ovšem pokud se např. změní hodnota koncentrace síry nebo fosforu v řádech setin, tak zmetkovitost neúměrně roste i nad 100 % nebo klesá do záporných hodnot. Proto nelze tuto rovnici brát jako provozně použitelnou a spolehlivou.

$$ZM = 197 + 10392 \cdot P - 3362 \cdot S - 1,241 \cdot VAZ - 117,3 \cdot VLH + 140,1 \cdot SPAL \quad (3.1)$$

Tab. 3.3 P-hodnoty rovnice (3.1)

Parametr	P-hodnota
P	0,002
S	0,001
VAZ	0,013
VLH	0,009
SPAL	0,011

V následujících analýzách byla data rozdělena na chemické složení kovu a parametry formovací směsi. Jednotlivé parametry sami nemusejí mít významný vliv na výslednou zmetkovitost, ale v interakci s jiným parametrem mohou hrát významnou roli. Proto byly do analýzy zahrnuty i tyto jednotlivé interakce. Výsledky regresní analýzy chemického složení kovu shrnuje rovnice (3.2). Jednotlivé parametry rovnice jsou statisticky významné a jejich P-hodnota je menší než 0,05 (tab. 3.4). Hodnota R-sq pro rovnici (3.2) je 70,6 %. Při dosazení hodnot do rovnice se výsledná zmetkovitost blíží reálné hodnotě. Pokud se ovšem zvýší nebo sníží obsahy fosforu a síry v řádech setin, pak zmetkovitost neúměrně narůstá i nad 100 % nebo klesá do záporných hodnot. Tuto rovnici tedy nelze využít k predikci vzniku penetrace.

$$ZM = 1327 \cdot Ce \cdot P - 578 \cdot Ce \cdot S \quad (3.2)$$

Tab. 3.4 P-hodnoty rovnice (3.2)

Parametr	P-hodnota
$Ce \cdot P$	0,005
$Ce \cdot S$	0,012

Výsledky regresní analýzy vlastností formovací směsi zobrazuje rovnice (3.3). Jednotlivé vlastnosti formovací směsi ve výsledné rovnici jsou statisticky významné a jejich P-hodnota je menší než 0,05 (tab. 3.5). Hodnota R-sq pro rovnici (3.3) je 69,6 %. Tato pravděpodobnost je podobná jako u rovnice (3.2). Po dosazení hodnot do výsledné rovnice (3.3) dostáváme zápornou hodnotu zmetkovitosti, proto ani tato rovnice není vhodná k predikci vzniku penetrace.

$$ZM = -113,6 \cdot AB - 26,5 \cdot \check{S}T\check{E} + 416 \cdot SPAL + 0,00381 \cdot T \cdot VAZ - 2,187 \cdot VAZ \cdot SPAL + 3,02 \cdot AB \cdot \check{S}T\check{E} \quad (3.3)$$

Tab. 3.5 P-hodnoty rovnice (3.3)

Parametr	P-hodnota
AB	0,044
$\check{S}T\check{E}$	0,032
SPAL	0,044
$T \cdot VAZ$	0,026
$VAZ \cdot SPAL$	0,040
$AB \cdot \check{S}T\check{E}$	0,038

Výše zmíněné rovnice nelze využít pro predikci penetrace, proto z těchto dat byly vybrány i další parametry, které mohou ovlivnit vznik připečenin. Podle literatury [13] může zvýšit sklon k penetraci vyšší obsah C a Mn, naopak pozitivní vliv má obsah Si. Proto byl výběr parametrů zúžen na C, Mn a Si, navíc byly do analýzy vloženy všechny parametry formovací směsi. Hodnota R-sq pro rovnici (3.4) je pouze 56,2 %, P-hodnoty jsou uvedeny v tab. 3.6. Při dosazení do rovnice se hodnoty zmetkovitosti shodují s reálnými čísly, ovšem z technologického hlediska nelze za příčinu vzniku penetrace označit pouze vaznost směsi. Z toho důvodu ani tato rovnice není vhodná k predikci penetrace.

$$ZM = 0,1253 \cdot VAZ \quad (3.4)$$

Tab. 3.6 P-hodnoty rovnice (3.4)

Parametr	P-hodnota
VAZ	0,00

Poslední varianta analýzy obsahovala všechna data jako předchozí, s tím rozdílem, že byl přidán poměr Si/Mn. Tento poměr je důležitý zejména u ocelí legovaných manganem, jehož obsah může ovlivnit vznik penetrace. Při regresní analýze se spolehlivostí 95 % nevyhovovaly žádné parametry počáteční podmínice P-hodnoty. Z tohoto důvodu byla P-hodnota snížena na hodnotu 0,2 a regresní analýza byla znovu vyhodnocena, ovšem se spolehlivostí 80 % (tab. 3.7). Výsledná rovnice analýzy (3.5) má hodnotu R-sq pouze 62,4 %. Po dosazení hodnot do rovnice vycházejí přijatelné výsledky zmetkovitosti, ovšem pokud zvýšíme teplotu, případně klesne obsah manganu v řádech desetin procenta, tak zmetkovitost vykazuje záporné hodnoty. Z toho důvodu ani tato rovnice není vhodná k predikci penetrace.

$$ZM = 0,429 \cdot C \cdot T - 315 \cdot C \cdot SPAL - 056 \cdot \frac{Si}{Mn} \cdot T + 416 \cdot \frac{Si}{Mn} \cdot SPAL \quad (3.5)$$

Tab. 3.7 P-hodnoty rovnice (3.5)

Parametr	P-hodnota
$C \cdot T$	0,188
$C \cdot SPAL$	0,190
$\frac{Si}{Mn} \cdot T$	0,195
$\frac{Si}{Mn} \cdot SPAL$	0,192

Výsledky regresní analýzy nevedly k doporučení, které by mohlo jednoznačně napovědět, které vstupní parametry mají významný vliv na výskyt připečenin na odlitcích. Výše uvedené rovnice tedy nejsou vhodné pro predikci penetrace. Přestože byly následně vybrány a analyzovány pouze parametry s přímou souvislostí s touto vadou, nebylo jednoznačně prokázáno, že by mohly mít tyto parametry vliv na vznik připečenin. Příčinou těchto výsledků může být malý rozsah souboru vzhledem k počtu faktorů, jenž se statisticky špatně hodnotí. Tyto výsledky vedou k doporučení nadále sledovat a hodnotit vady s větším časovým odstupem nebo sledovat jiné parametry.

3.3 Analýza prodyšnosti

Prodyšnost formy je obecně velmi důležitá, protože odvádí část plynů z dutiny formy a tím zabraňuje vzniku vad připečenin, bublin, apod. Hodnota prodyšnosti úzce souvisí se středním průměrem zrna d_{50} , obsahem jemných podílů nebo s vlhkostí směsi. S rostoucím středním průměrem zrna roste i prodyšnost, naopak u směsi s vysokým obsahem jemných podílů prodyšnost klesá. Vliv vlhkosti na prodyšnost je trochu jiný. Prodyšnost dosahuje svého maxima při optimální vlhkosti, jejíž hodnota závisí na dané směsi.

V datech, která byla analyzována, se prodyšnost nevyskytovala, protože ve slévárně VAG nebyla měřena. Proto byly ve slévárně odebrány vzorky formovací směsi, aby mohl být zhodnocen vliv prodyšnosti na zmetkovitost.

VAG Hodonín disponuje dvěma linkami, přičemž každá z nich má svůj mísič pro přípravu formovací bentonitové směsi. Proto byly vzorky směsi odebrány z obou linek. Naměřené hodnoty prodyšnosti obou linek jsou uvedeny v tab. 3.8 a 3.9. Při prvním porovnání tabulek je zřejmé, že hodnoty prodyšností obou směsí se výrazně liší.

Obě linky mají ze statistického hlediska přibližně konstantní prodyšnost. Tento závěr dokazují hodnoty rozptylů a směrodatných odchylek v tab. 3.8 a 3.9. Malé změny hodnot ukazuje i graf 3.6, který vykresluje hodnoty prodyšnosti v závislosti na čase. Z tohoto grafu je ovšem patrné, že hodnoty prodyšností směsí jsou různé. Tento rozdíl je způsoben různým středním průměrem d_{50} a různým obsahem jemných podílů ve směsi (tab. 3.10). U linky GFD je vyšší hodnota středního zrna způsobena vyšším využitím rozměrných jader ve formách. Tato jádra mají hodnotu $d_{50} = 0,270$ mm, a proto je ve vratné směsi linky GFD vyšší střední průměr zrna. Prodyšnost směsi pro linku GFD má vyšší hodnoty, protože má větší průměr středního zrna a menší obsah jemných podílů v ostřivu oproti lince BMD.

Tab. 3.8 Hodnoty prodyšnosti směsi pro linku GFD

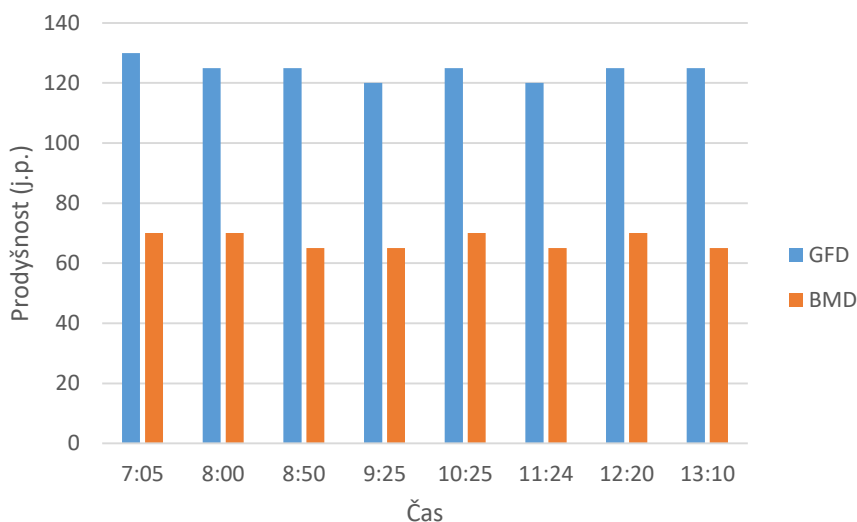
Čas odběru (hod.)	7:05	8:00	8:50	9:25	10:25	11:24	12:20	13:10	\bar{x}	s	s^2
Prodyšnost (j.p.SI)	130	125	125	120	125	120	125	125	124,4	3,0	8,98

Tab. 3.9 Hodnoty prodyšnosti směsi pro linku BMD

Čas odběru (hod.)	7:05	8:00	8:50	9:25	10:25	11:24	12:20	13:10	\bar{x}	s	s^2
Prodyšnost (j.p.SI)	70	70	65	65	70	65	70	65	67,5	2,5	6,25

Tab. 3.10 Hodnoty d_{50} a jemných podílů ostřiva

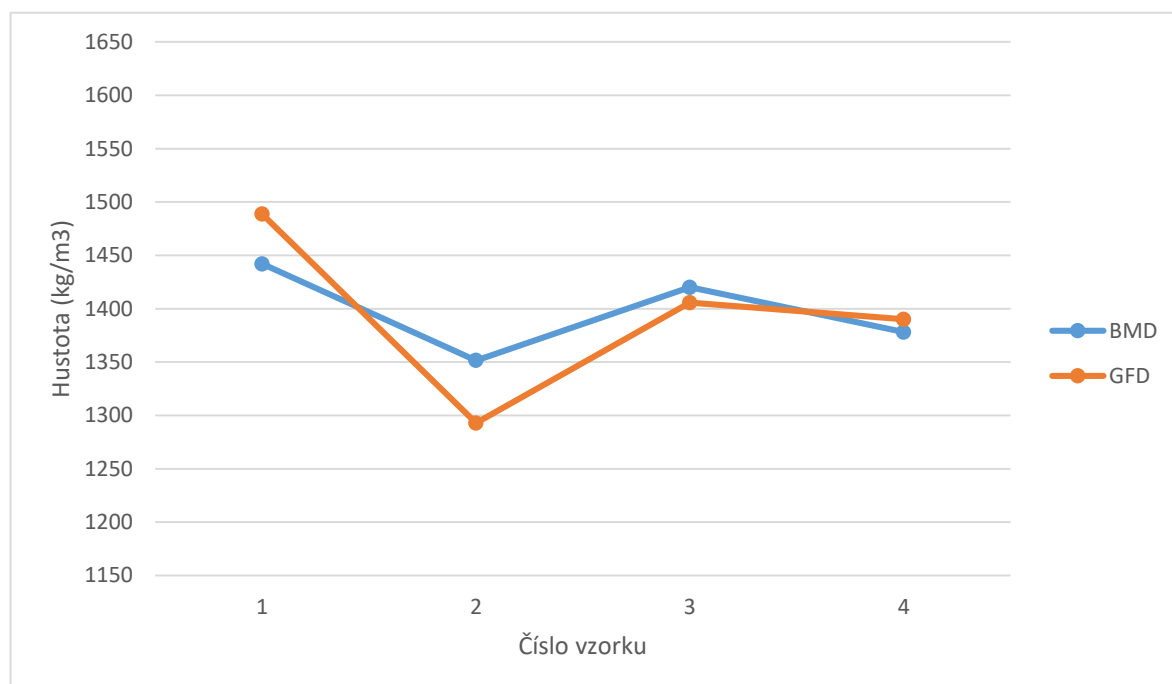
	Průměr středního zrna d_{50} (mm)	Obsah jemných podílů (%)
GFD	0,283	5,6
BMD	0,268	7,8



Graf 3.6 Průběh prodyšnosti linky GFD a BMD

Pro komplexní zhodnocení prodyšnosti byly simulovány podmínky lisování formovací směsi, jaké jsou vytvářeny na jednotlivých linkách. Princip tohoto měření spočívá v porovnávání hustot směsi upěchovaných linkou s hustotou, která je upěchována na standardním pěchovadle od firmy GF. Nejprve byly odebrány vzorky z upěchované formy na každé lince. Každý vzorek byl zvážen a následně obalen v parafínu. Naparafínovaný vzorek se vložil do odměrného válce, kde byl zjištěn objem odebraného vzorku a následně se vypočítala hustota vzorku. Naměřené hodnoty jsou vykresleny v grafu 3.7 a zaznamenány v tab. 3.11.

Takto změřené hustoty mají vysoké hodnoty směrodatné odchylky a rozptylu (tab. 3.11). Lze tedy předpokládat, že upěchování obou linek je nerovnoměrné.

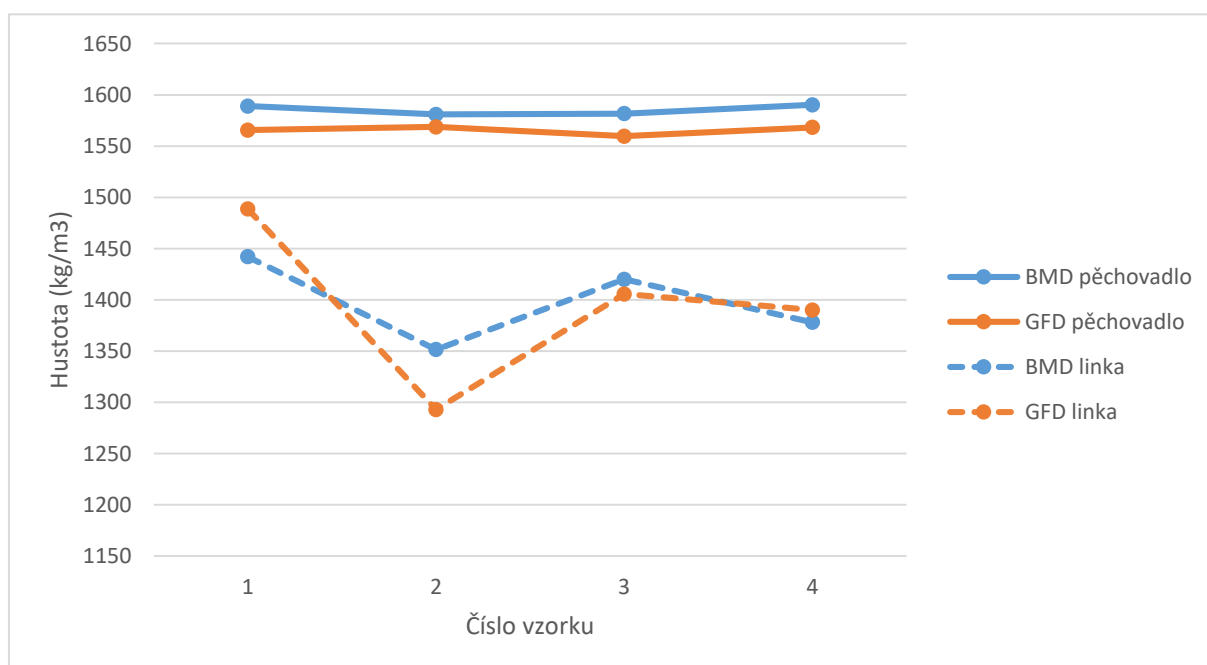


Graf 3.7 Hustoty směsí lisované linkami BMD a GFD

Tab. 3.11 Hustoty směsi lisované linkami

	Linka BMD	Linka GFD
Číslo vzorku	Hustota (kg/m ³)	Hustota (kg/m ³)
1	1442	1489
2	1351	1293
3	1420	1406
4	1378	1390
\bar{x}	1398	1394
s	35,3	69,5
s^2	1247,2	4831,6

Stejný postup zjištění hustoty směsi byl aplikován i na vzorky vyrobené na pěchovadle. Hodnoty směsi pro každou linku, které byly naměřeny na pěchovadle i na linkách, jsou vykresleny v grafu 3.8. Naměřené hustoty směsí lisované pěchovadlem jsou zaznamenány v tab. 3.12. Hustoty vytvořené pěchovadlem mají nízké hodnoty směrodatné odchylky a rozptylu (tab. 3.12). Pěchovadlo tedy vytváří více rovnoměrnou hustotu vzorku.



Graf 3.8 Srovnání lisování směsí linkami a pěchovadlem

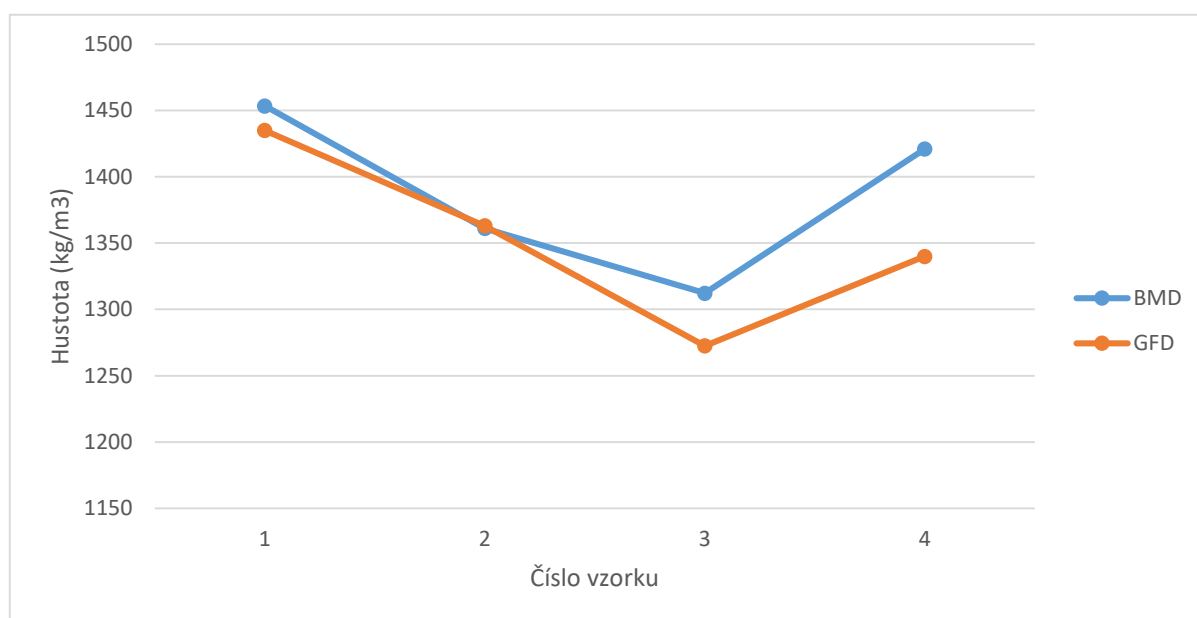
Tab. 3.12 Hodnoty směsi lisované pěchovadlem

	Směs BMD	Směs GFD
Číslo vzorku	Hustota (kg/m ³)	Hustota (kg/m ³)
1	1589	1566
2	1581	1569
3	1582	1560
4	1590	1568
\bar{x}	1585	1566
s	4,2	3,6
s^2	17,8	12,9

Z hodnot uvedených v tab. 3.11 a 3.12 vyplývá, že průměrné hustoty směsí lisované linkami jsou téměř o 12 % nižší, než se dosahuje na pěchovadle při standartních 3 úderech. Pro ověření, zda jsou tyto hodnoty správné, bylo provedeno opětovné měření hustot směsí, které vytvářejí obě linky. Naměřené hodnoty jsou zaznamenány v tab. 3.13 a graficky znázorněny v grafu 3.9.

Tab. 3.13 Opakované měření hustot směsí lisované linkami

	Linka BMD	Linka GFD
Číslo vzorku	Hustota (kg/m ³)	Hustota (kg/m ³)
1	1454	1435
2	1361	1363
3	1312	1273
4	1421	1340
\bar{x}	1387	1353
s	54,4	58,0
s^2	2960,1	3368,6



Graf 3.9 Opakované měření hustot směsí lisované linkami BMD a GFD

Výsledky opakovaného měření hustot upěchované směsí na linkách, vykazují podobné výsledky, jakých bylo dosaženo při prvním měření. Průměrné hodnoty hustot jsou podobné jako při prvním měření a hodnoty směrodatné odchylky a rozptylu jsou opět vyšší, což potvrzuje domněnku nerovnoměrného pěchování linek. Naměřené hodnoty hustot obou linek jsou nízké, což patrně souvisí se stářím, stavem a konstrukcí linek. Z toho důvodu by bylo vhodná častější kontrola a servis jednotlivých částí formovacích linek.

V poslední řadě se porovnaly hodnoty hustot, které vytvářejí linky s hustotami vytvořenými pěchovadlem. Došlo ke změně počtu úderů na pěchovadle tak, aby se pěchovadlem vyrobil váleček s hustotou odpovídající hustotě směsí linky.

Z průměrných hodnot hustot, které jsou uvedeny v tab. 3.11, 3.12 a 3.13, je zřejmé, že počet úderů na pěchovadle se musel snížit oproti standardním 3 úderům. Počet úderů byl snížen tak, aby se průměrná hodnota hustoty blížila hustotě, kterou vytvářejí linky. Výsledky, které jsou zobrazeny v tab. 3.14 ukazují, že počet úderů musel být snížen na 1 pro obě linky.

Tab. 3.14 Hustoty směsí s úpravou počtu úderů

Číslo vzorku	Směs BMD		Směs GFD	
	Hustota (kg/m ³)	Počet úderů	Hustota (kg/m ³)	Počet úderů
1	1420	1	1422	1
2	1399	1	1432	1
3	1411	1	1392	1
\bar{x}	1410		1415	
s	8,6		17,0	
s^2	74,0		288,9	

Hodnoty hustot dosažené jedním úderem pěchovadla mají průměrnou hustotu blízkou té, kterou lisují obě formovací linky. Pro tyto zjištěné hodnoty hustot byly naměřeny hodnoty prodyšností při zajištění stejného upěchování jako na linkách a jsou zaznamenány v tab. 3.15.

Tab. 3.15 Hodnoty prodyšností s hustotou upěchování linek

								\bar{x}	s	s^2
Prodyšnost aproximované hustoty BMD (j.p.SI)	210	260	260	225	240	230	240	237,9	16,9	284,7
Prodyšnost aproximované hustoty GFD (j.p.SI)	205	210	210	210	200	205	210	207,1	3,6	13,3

Hodnoty rozptylu a směrodatné odchylky prodyšností aproximované hustoty linky BMD jsou vyšší, což signalizuje vzájemné odlišnosti naměřených hodnot. Tyto odlišnosti mohou být způsobeny neshodným pěchováním a tím jinou hustotou vzorků. Na rozdíl od prodyšností aproximované hustoty linky GFD, kde jsou hodnoty rozptylu a směrodatné odchylky nižší. Tyto nízké hodnoty naznačují podobnost naměřených hodnot.

3.4 Analýza formovacích linek

Každá linka vyrábí jiný sortiment odlitků, které jsou závislé na rozměrech rámu. Obecně linka BMD vyrábí drobné odlitky, jejichž hmotnost se pohybuje průměrně okolo 25 kg. Naopak linka GFD vyrábí větší odlitky dosahující hmotnosti až 90 kg. Hodnocený odlitek č. 6710-873 je vyráběn na lince GFD a pro srovnání zmetkovitosti obou linek musí být na druhé lince vybrán odlitek, který mu bude tvarově i hmotnostně podobný. Byl vybrán odlitek č. 6710-872, který je pro stejného odběratele a liší se pouze dimenzí, kdy na lince GFD je dimenze DN 150 a linka BMD vyrábí DN 120. Tvarově jsou odlitky shodné a jejich hmotnost se liší o 10 kg. Produkce těchto odlitků je zaznamenána v tab. 3.15.

Tab. 3.16 Produkce linek BMD a GFD

	Linka BMD	Linka GFD
Vyrobeno (ks)	1278	628
Počet zmetků (ks)	2	318

Pro porovnání linek v oblasti výroby zmetků byl využit test Chí-kvadrát. Nulová hypotéza je zde tvrzení, že obě linky se neliší z hlediska podílů vadných odlitků. P-hodnota je menší než 0,05, proto je nulová hypotéza zamítnuta. Linky BMD a GFD se statisticky významně liší v podílu vadných výrobků. Linka GFD má statisticky významně vyšší hodnotu vadných kusů než BMD. Výsledky tohoto testu jsou zobrazeny na obr. 3.1.

Chi-Square Test for Association: Worksheet rows; Worksheet columns

Rows: Worksheet rows Columns: Worksheet columns

	BMD	GFD	All
1	1278 1096,0	628 810,0	1906
2	2 184,0	318 136,0	320
All	1280	946	2226

Cell Contents
Count
Expected count

Chi-Square Test

	Chi-Square	DF	P-Value
Pearson	494,742	1	0,000
Likelihood Ratio	595,200	1	0,000

Obr. 3.1 Výsledky testu Chí-kvadrát

3.5 Zhodnocení statistické analýzy

Z výsledků provedené statistické analýzy provozních dat nelze jednoznačně určit veličiny, které by mohly mít významný vliv na zvýšený výskyt vady – připečeniny u sledovaného odlitku. Hodnoty chemického složení kovu jsou pro všechny tavby stabilní a s minimálním rozptylem hodnot. Naopak vlastnosti formovacích směsí kolísají s rozptylem, který by již mohl být významný, ačkoli se jejich hodnoty nacházejí v tolerancích, které si stanovila laboratoř pískového hospodářství.

Dodatečné měření prodyšnosti odhalilo, že obě linky mají výrazně rozdílné hodnoty prodyšnosti. Tento fakt je zapříčiněn různou velikostí d_{50} a různým obsahem jemných podílů. Tyto hodnoty mají ovšem nízký rozptyl a jsou relativně konstantní.

Měření prodyšnosti při dosažení stejného pēchování jako na lince neprokázalo významný vliv. Tento fakt potvrzuje i vysoký rozptyl hodnot zejména u linky BMD, který je zapříčiněn různým upēchováním všech vzorků.

Při porovnání výroby obou linek bylo zjištěno, že statisticky významně vyšší hodnotu vadných odlitků produkuje linka GFD, na které je vyráběn i hodnocený odlitek č. 6710-873.

Na základě této analýzy lze konstatovat, že při výrobě odlitku na lince GFD nemají zásadní vliv na proces výroby parametry kovu ani formovací směsi. Významnou příčinou těchto neshodných výrobků může být slévárenská technologie, stupeň odvodušnění formy, případně technický stav linky.

4 HODNOCENÍ VADY

Slévárna v Hodoníně dodala k analýze odlitky, u kterých se objevily připečeniny. Slévárna se domnívá, že se jedná o mechanismus explozivní penetrace, protože se během odlévání z formy ozývaly výbuchy. Jako hlavní příčinu tohoto jevu přisuzují formovací směsi, která nemá dostatečné pevnostní vlastnosti. Vada se objevuje zejména na přírubách a na těle odlitku v horní polovině formy (obr. 4.1).

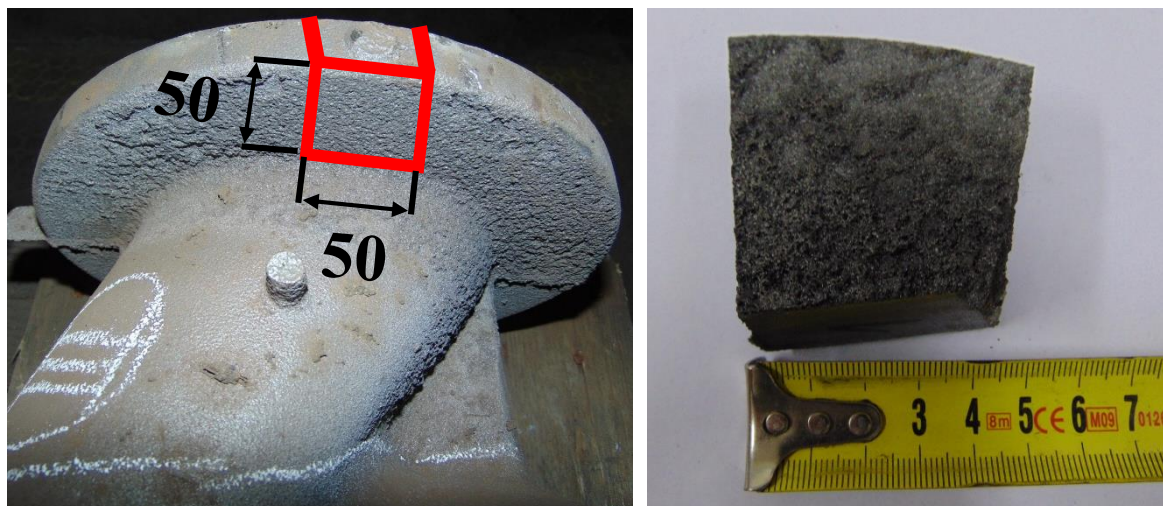
Předešlá statistická analýza parametrů kovu a formovací směsi nedokázala jednoznačně definovat faktory, které souvisí s vysokým počtem připečených odlitků. Nelze tedy potvrdit, že připečeniny vznikají kvůli špatným vlastnostem formovací směsi. Parametry formovací směsi měli oproti parametrům kovu vyšší rozptyl, což nemá za přímý následek vznik této vady, ale proces výroby formovací směsi má vyšší variabilitu.

4.1 Odběr vzorků

Pro hodnocení vzniku vady a určení mechanismu jejího vzniku je nutné zhodnotit rozhraní forma-kov pod mikroskopem. Jedná se o hluboké připečeniny, jejichž hloubka dosahuje místy i několika milimetrů. Pro toto hodnocení bylo dodáno 5 odlitků, ze kterých byly odebrány vzorky k výbrusu a následné analýze.



Obr. 4.1 Odlitek s připečeninou



Obr. 4.2 Místo odběru vzorku (vlevo), odebraný vzorek (vpravo)

Vzorky byly odebrány z přírub odlitků o velikosti 50x50 mm. Velikost těchto vzorků a jejich umístění na odlitku je patrné z obr. 4.2. Z takto odebraných vzorků se odřezaly malé části, na nichž se nacházela připečenina. Tyto vzorky byly následně zalisovány do transparentního akrylového prášku s výrobním označením NET. Vzorky byly následně broušeny a leštěny na drsnost $3 \mu\text{m}$ (obr. 4.3). Postup leštění je zaznamenán v tab. 4.1. Vyrobené vzorky byly leptány leptadlem NITAL a následně podrobeny analýze struktury.

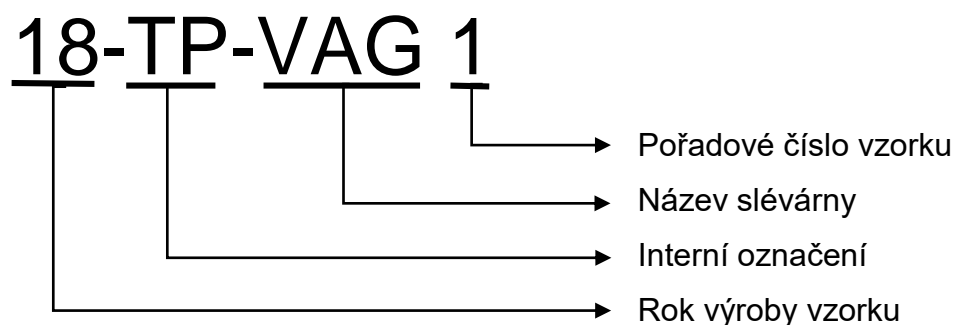


Obr. 4.3 Vyleštěné a naleptané vzorky

Tab. 4.1 Postup leštění metalografických výbrusů

Pořadí	Kotouč	Médium	Otáčky	Čas
1	220	voda	300	3 min
2	800	voda	300	3 min
3	1200	voda	300	3 min
4	$9 \mu\text{m}$	leštící pasta	150	5 min
5	$3 \mu\text{m}$	leštící pasta	150	5 min

Vzorky byly následně popsány pro jejich zpětnou identifikaci. Popis značení je zobrazen na obr. 4.4. Celkem bylo vytvořeno 5 metalografických výbrusů, každý z jiného odlitku. Seznam všech výbrusů je uveden v tab. 4.2.



Obr. 4.4 Schéma označení vzorku

Tab. 4.2 Seznam metalografických výbrusů

Označení vzorku	Materiál odlitku	Datum lití
18-TP-VAG 1	EN-GJL-250	20.7.2017
18-TP-VAG 2	EN-GJL-250	23.8.2017
18-TP-VAG 3	EN-GJL-250	6.9.2017
18-TP-VAG 4	EN-GJL-250	13.9.2017
18-TP-VAG 5	EN-GJL-250	20.9.2017

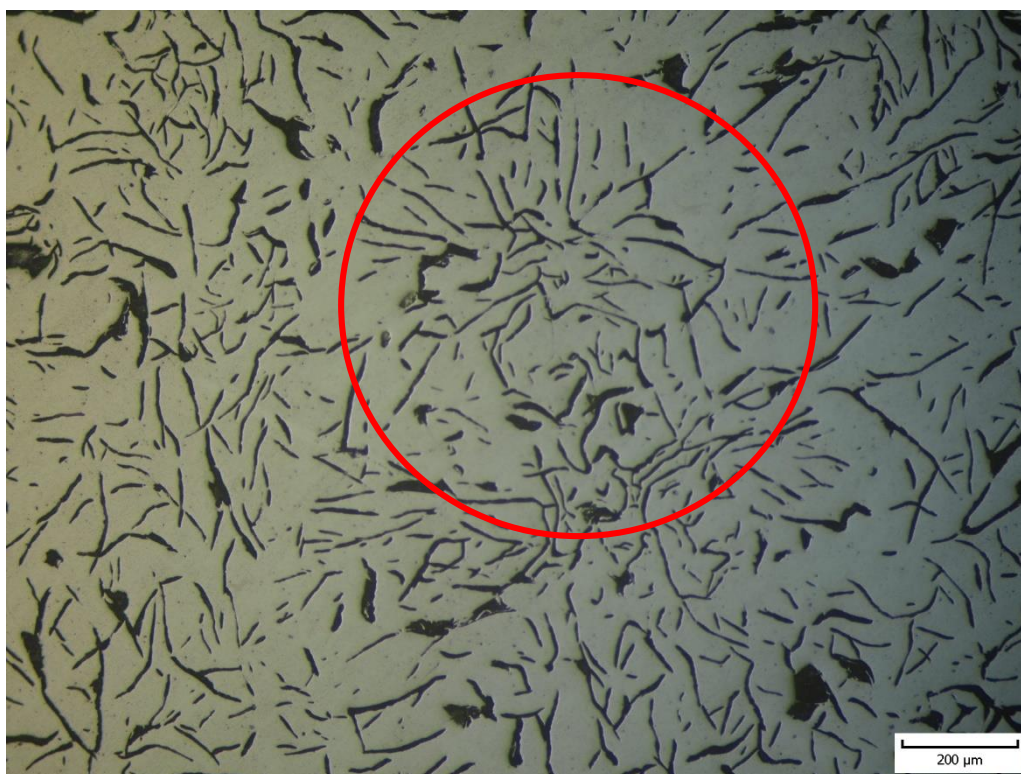
4.2 Hodnocení struktury

Připravené vzorky byly nafoceny a podrobeny metalografickému hodnocení struktury podle normy ČSN EN ISO 945-1 [22]. Byl hodnocen zejména typ, velikost a tvar grafitu s následným určením obsahu feritu a perlitu v naleptané struktuře. Materiál odlitků byla litina jakosti EN-GJL-250.

Vzorky byly hodnoceny při zvětšení 100 v neleptaném stavu, jak udává norma [22]. Výsledky hodnocení jsou zobrazeny v tabulce (tab. 4.3). Tvar grafitu byl u všech vzorků typ I - lupínkový. Rozložení grafitu je typ A+B, kdy je grafit většinou rozmístěn rovnoměrně, místy se objevuje menší podíl růžic (obr. 4.5).

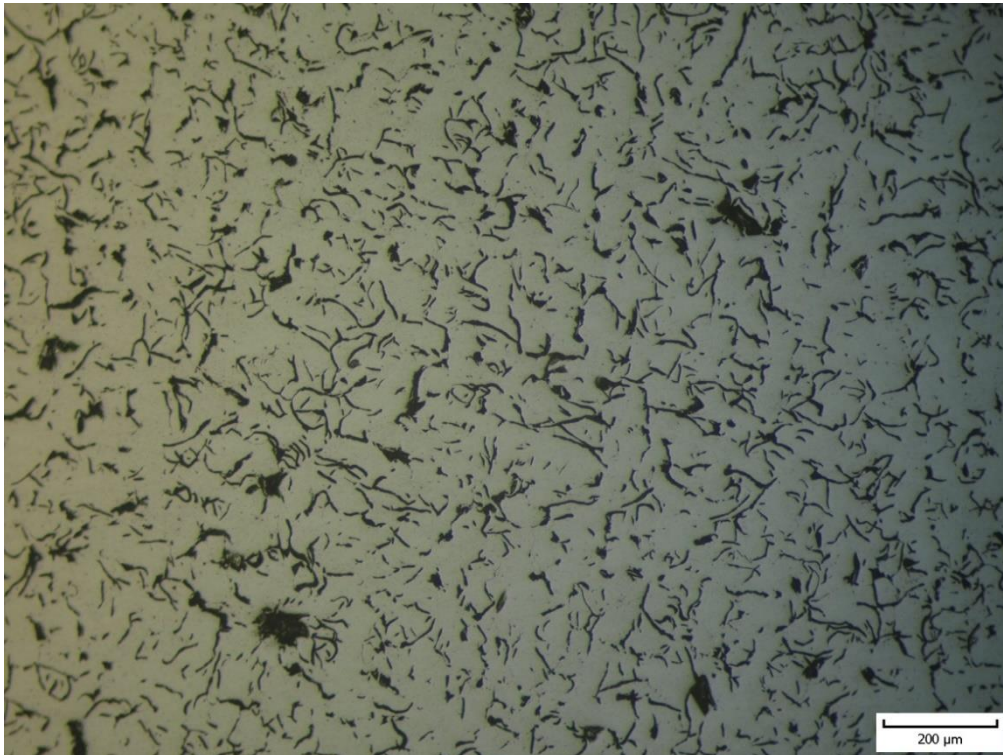
Tab. 4.3 Hodnocení struktury

Označení vzorku	Tvar grafitu	Rozložení grafitu	Velikost grafitu	Obsah feritu nebo perlitu
TP18-VAG1	I	A+B	4	P96 Fe4
TP18-VAG2	I	A+B	5	P92 Fe8
TP18-VAG3	I	A+B	4	P92 Fe8
TP18-VAG4	I	A+B	4	P96 Fe4
TP18-VAG5	I	A+B	4	P96 Fe4



Obr. 4.5 Neleptaný vzorek TP18-VAG4 – růžicovité rozložení grafitu (zvětšení 100x)

Při hodnocení velikosti grafitu byly vzorky téměř identické s velikostí 4, kromě vzorku TP18-VAG2, u něž byla velikost grafitu 5 podle etalonové řady (obr. 4.6).



Obr. 4.6 Neleptaný vzorek TP18-VAG2 – velikost grafitu (zvětšení 100x)

Na závěr byl stanoven obsah feritu a perlitu ve struktuře. Z tabulky [22] vyplývá, že se ve struktuře vyskytuje více než 90 % perlitu, přičemž zbytek tvoří ferit (obr. 4.7).

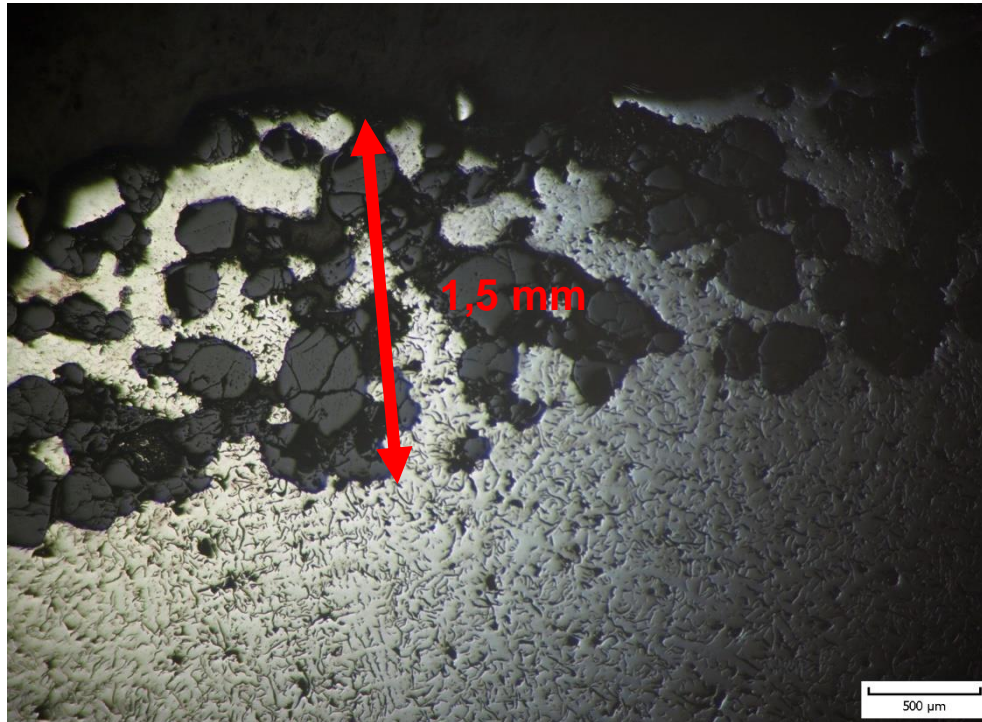
Fotografie všech vzorků pro hodnocení struktury jsou uvedeny v neleptaném stavu v příloze 1 a v leptaném stavu v příloze 2. U hodnocených vzorků nebyl pozorován výskyt fosfidického eutektika nebo volných karbidů.



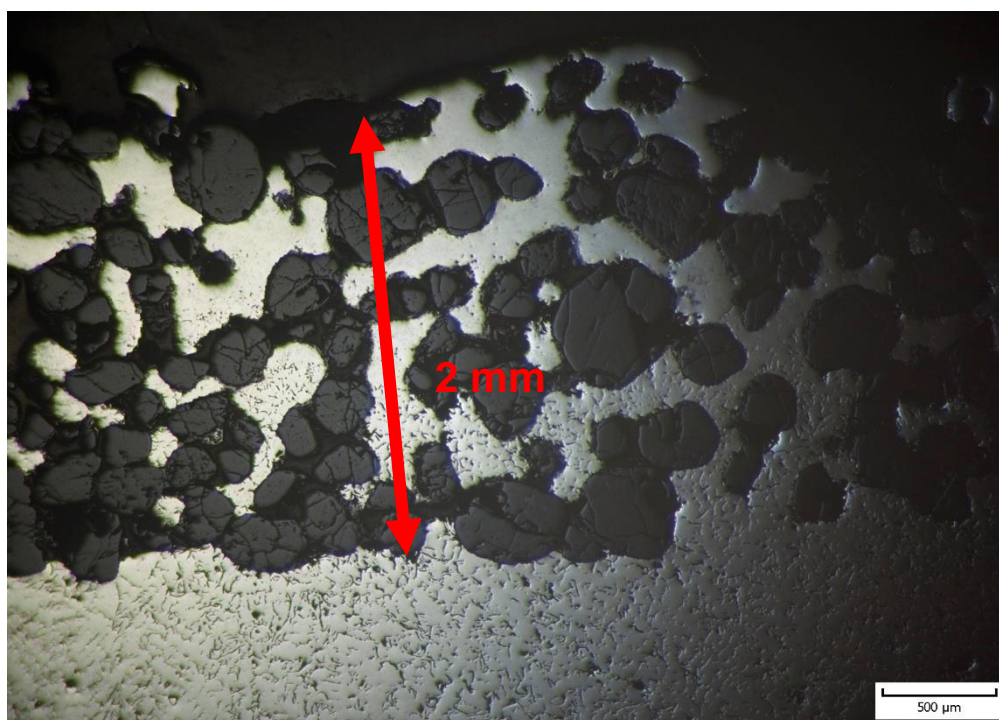
Obr. 4.7 Leptaný vzorek TP18-VAG1 – struktura 96 % perlitu a 4 % feritu (zvětšení 100x)

4.3 Hodnocení penetrace

Pro určení mechanismu vzniku penetrace byla vada hodnocena z metalografického snímku při zvětšení 40 v neleptaném stavu. Je na první pohled vidět, že se jedná o hlubokou připečeninu, jelikož kov proniká mezi zrna ostřiva místy až do hloubky několika milimetrů (obr. 4.8 a 4.9), což lze snadno posoudit podle měřítka u snímku. Při 40násobném zvětšení lze na výbrusu pozorovat oduhlíčení litiny v oblasti vzniklé penetrace u všech pozorovaných vzorků. Snímky penetrace všech vzorků jsou uvedeny v příloze 3.

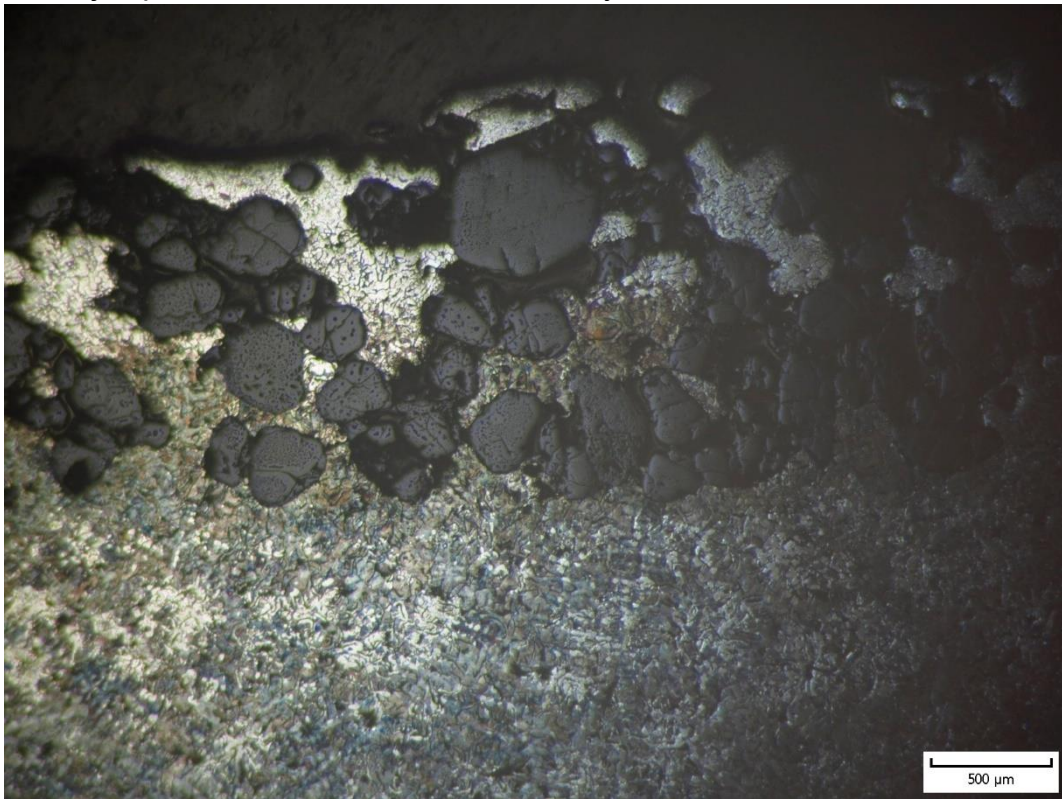


Obr. 4.8 Penetrace - neleptaný vzorek 18-TP-VAG 1

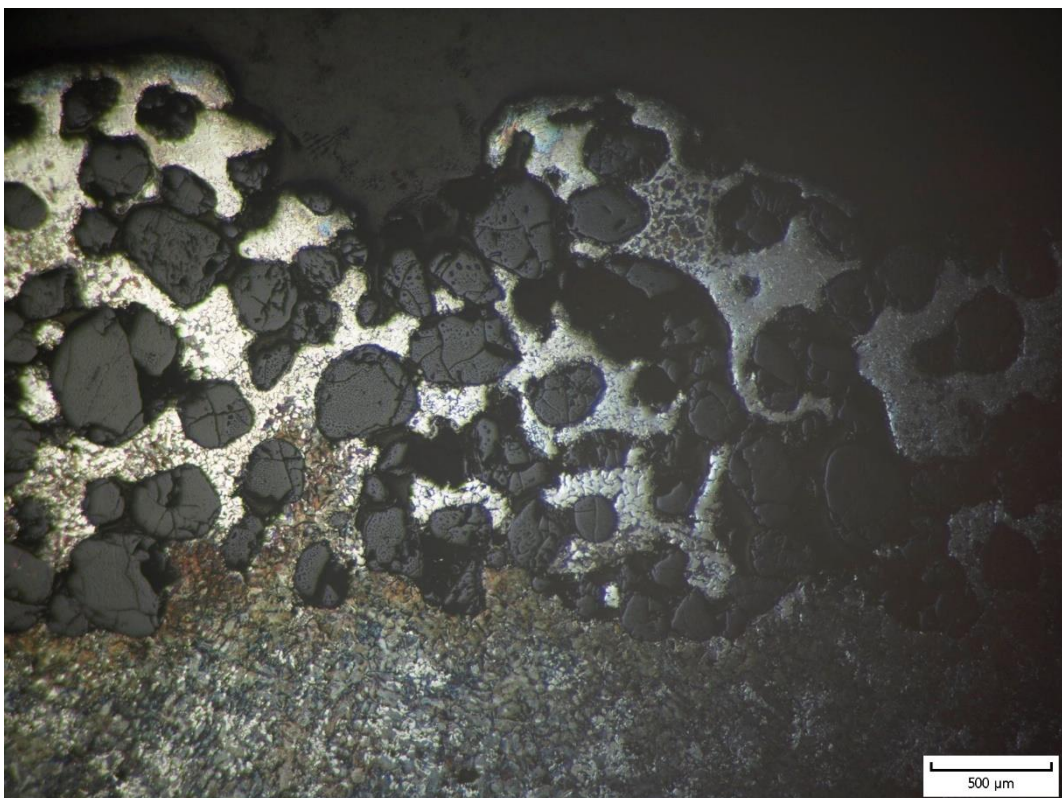


Obr. 4.9 Penetrace - neleptaný vzorek 18-TP-VAG 2

Při pohledu na naleptané vzorky při 40násobném zvětšení lze pozorovat změnu struktury v povrchové vrstvě odlitku. Struktura odlitku je převážně perlitická, naopak povrchová vrstva má feritickou strukturu (obr. 4.10 a 4.11). Feritická struktura v oblasti penetrace je způsobena oduhličením této vrstvy.

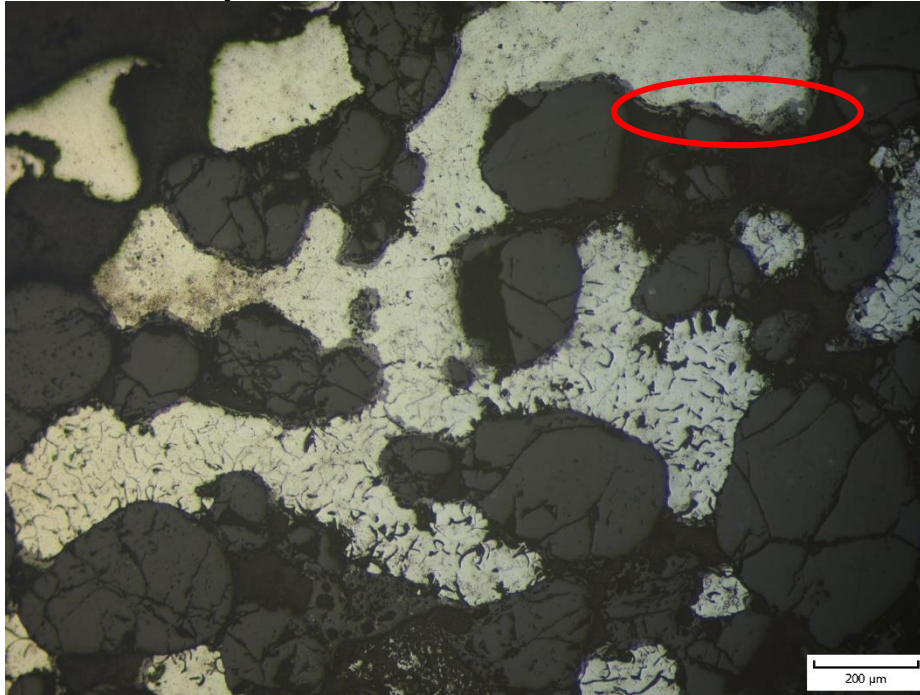


Obr. 4.10 Penetrace - leptaný vzorek 18-TP-VAG 1



Obr. 4.11 Penetrace - leptaný vzorek 18-TP-VAG 2

Při pohledu na výbrusy se penetrace jeví jako mechanická. Pro přesné určení mechanismu je nutné se podívat na penetrovanou část vzorku odlitku při větším zvětšení. Na obr. 4.12 jsou zobrazeny vzorky v neleptaném a na obr. 4.13 v leptaném stavu při zvětšení 100. Na výbrusech lze pozorovat tenkou vrstvu okolo zrn ostřiva. Tento jev může naznačovat chemickou penetraci, kdy tenkou vrstvu může tvořit nízkotavitelná slitina fayalit. Nebo ji může tvořit vrstva oxidů FeO, což by naznačovalo explozivní penetraci. Pro přesné určení mechanismu penetrace bylo nutné využití elektronového mikroskopu s analyzátozem chemického složení pro stanovení chemického složení vrstvy.



Obr. 4.12 Neleptaný vzorek 18-TP-VAG 1 – zvětšení 100x

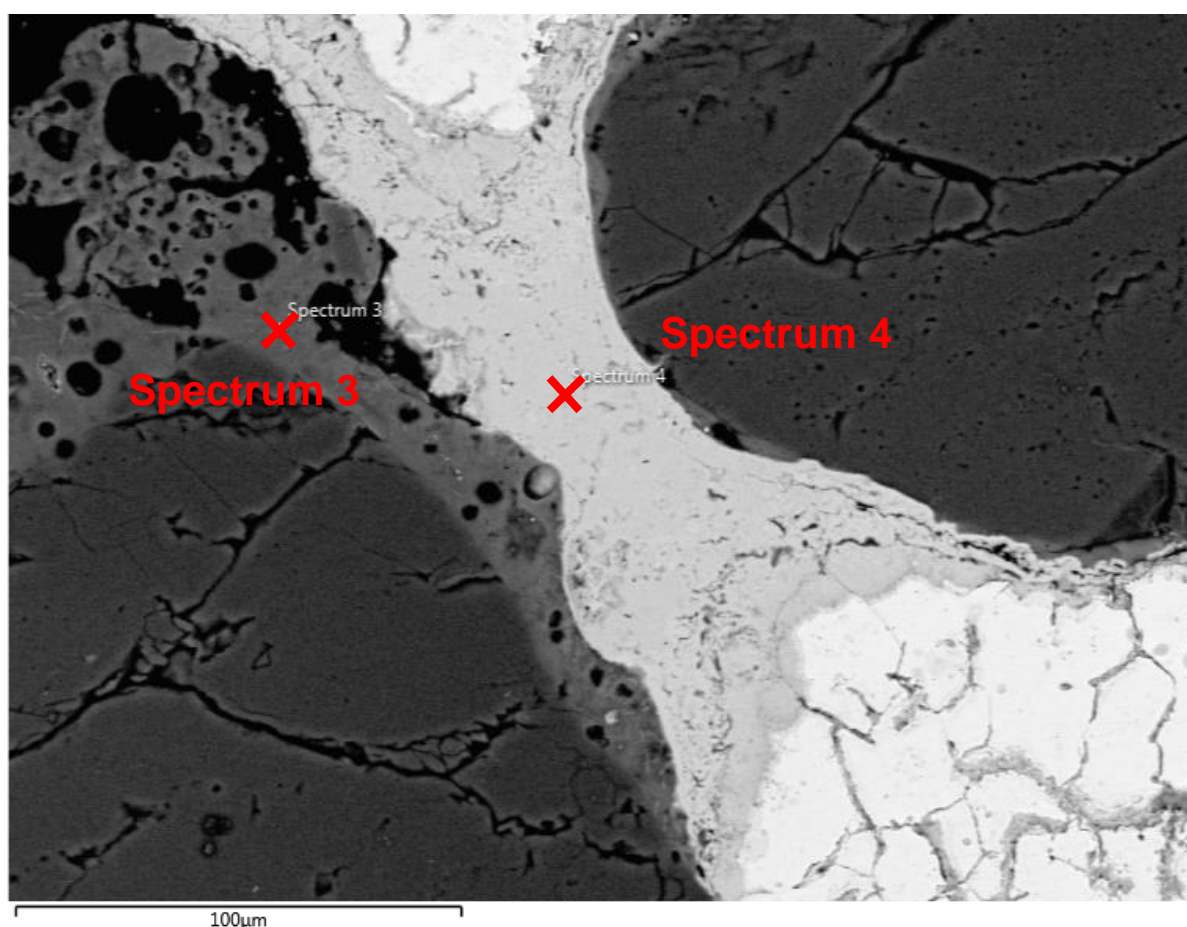


Obr. 4.13 Leptaný vzorek 18-TP-VAG 1 – zvětšení 100x

4.4 Analýza pomocí EDS

Pro analýzu chemického složení ve vzorcích se využívá elektronový mikroskop ve spojení s elektronově disperzním spektrometrem (EDS). Interakce elektronového paprsku se vzorkem vytváří řadu emisí, včetně rentgenových paprsků. Rentgenové paprsky různých prvků jsou následně separovány do energetického spektra. Toto spektrum je zachycováno detektorem, který analyzuje chemické složení. EDS se využívá k určení chemického složení a k vytvoření mapy prvků. Lze vytvořit bodovou nebo plošnou analýzu chemického složení vzorku [23]. Před analýzou musely být metalografické vzorky nejprve pouhličený, aby byl jejich povrch vodivý.

Vzorek s pořadovým číslem 1 je zobrazen na obr. 4.14. Mezi zrna ostřiva jsou patrné šedé obálky zrn. Z chemického složení, které je uvedeno v tab. 4.4 vyplývá, že Spectrum 3 je oxidická vrstva na bázi Si se stopovým množstvím dalších prvků a Spectrum 4 je oxidická vrstva na bázi Fe se stopovým obsahem Si.

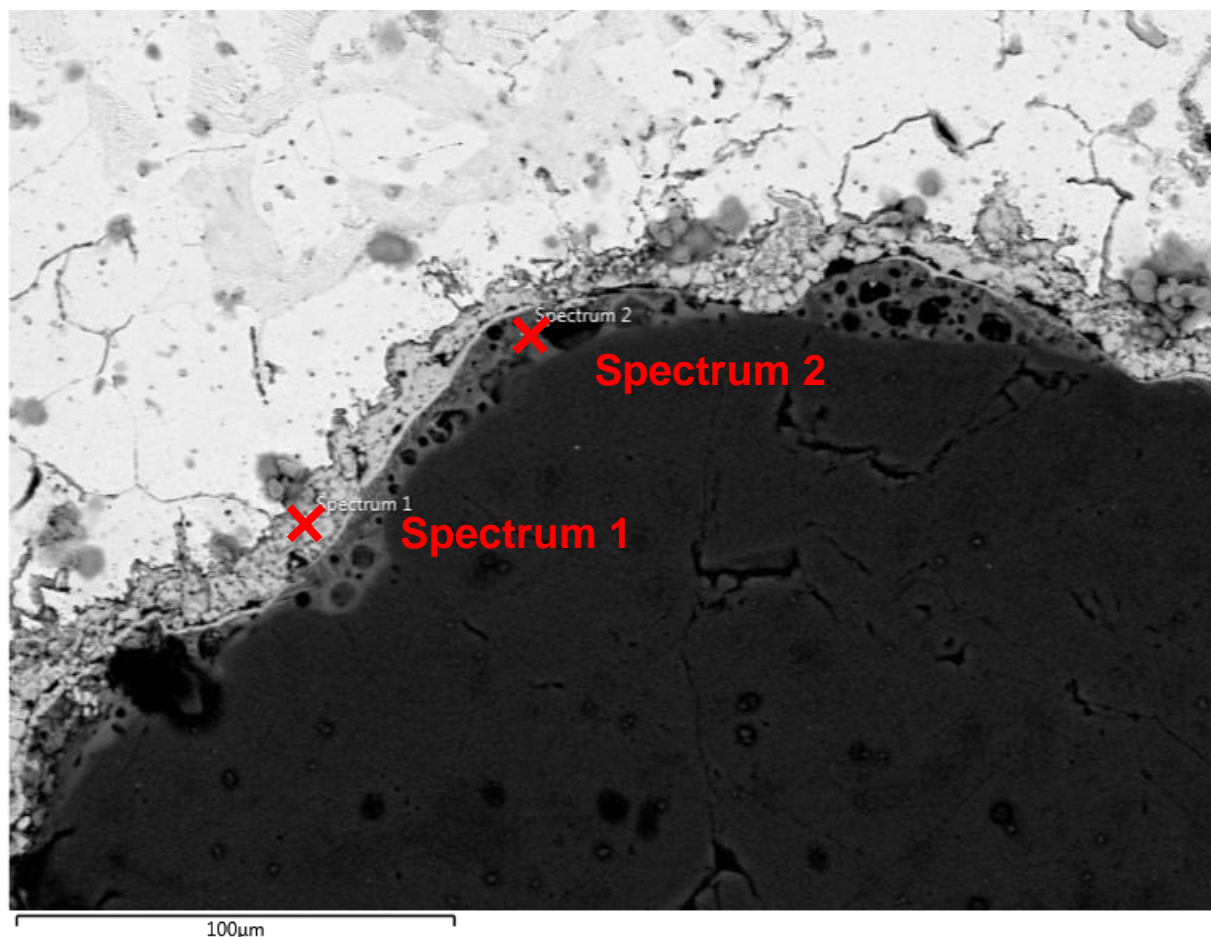


Obr. 4.14 EDS analýzy vzorku 18-TP-VAG 1

Tab. 4.4 Chemické složení vzorku 18-TP-VAG 1

	O (%)	Na (%)	Mg (%)	Al (%)	Si (%)	K (%)	Ca (%)	Ti (%)	Mn (%)	Fe (%)
Spektrum 3	54,65	1,75	3,06	10,6	24,12	1,38	0,79	0,13	1,1	2,42
Spektrum 4	47,12	-	-	-	0,19	-	-	-	-	52,68

Na vzorku s pořadovým číslem 3 (obr. 4.15) jsou opět patrné vrstvy mezi zrny ostřiva, ovšem jejich tloušťka je menší než u vzorku 1. Z chemického složení, které je uvedeno v tab. 4.5 vyplývá, že světlá vrstva - Spectrum 1 je oxidická vrstva na bázi Fe se stopovým obsahem Si, K, Mn a Co. Spectrum 2 - šedá obálka je oxidická vrstva na bázi Si se stopovým množstvím dalších prvků.



Obr. 4.15 EDS analýza vzorku 18-TP-VAG 3

Tab. 4.5 Chemické složení vzorku 18-TP-VAG 3

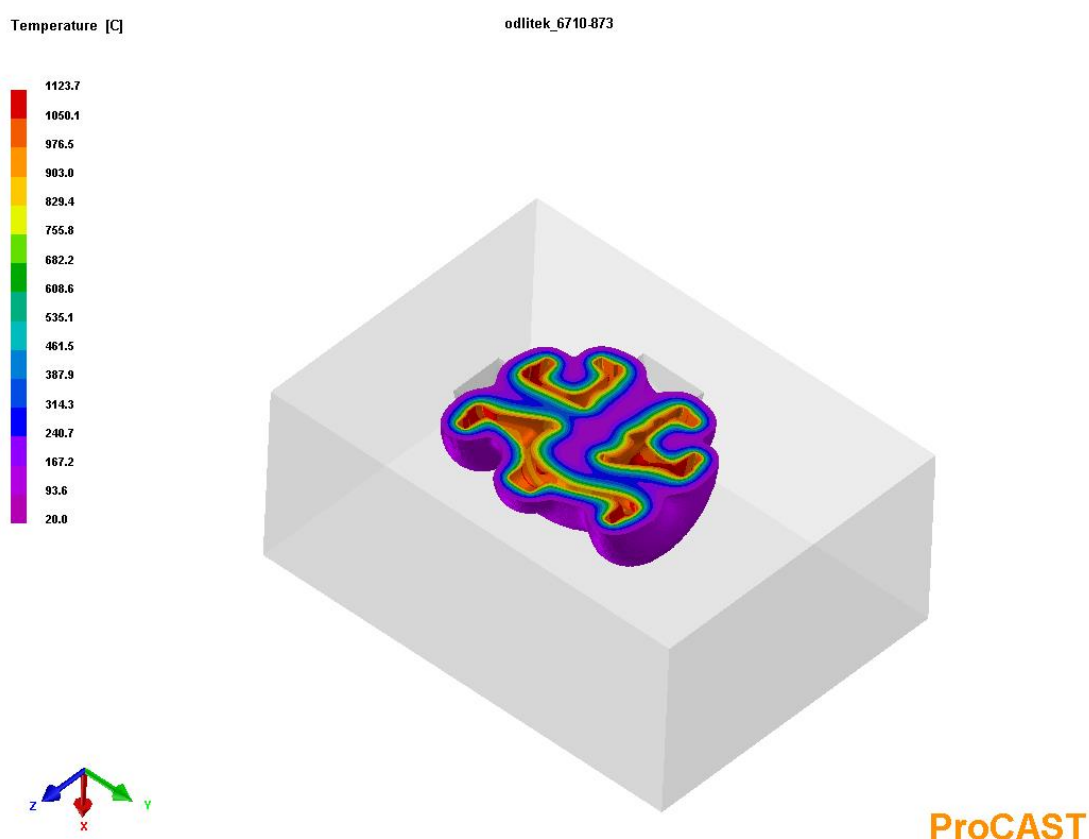
	O (%)	Na (%)	Mg (%)	Al (%)	Si (%)	K (%)	Ca (%)	Mn (%)	Fe (%)	Co (%)
Spektrum 1	53,44	-	-	-	4,48	0,2	-	0,49	41,08	0,3
Spektrum 2	57,55	0,97	0,5	3,95	34,09	0,76	0,2	1	0,98	-

Z výše uvedené analýzy je vyloučena chemická penetrace, protože v analyzovaných vrstvách se nenachází fayalit, ale pouze oxidy na bázi Si a Fe a to v minimálním rozsahu. Jedná se patrně o projev reoxidace kovu při odlévání. Vzniklá penetrace je tedy mechanického původu bez významného působení chemické penetrace.

5 MĚŘENÍ PŘETLAKU

Na základě metalografického hodnocení penetrace a statistickém hodnocení výrobních dat procesu se předpokládá, že se jedná o explozivní penetraci. Experiment byl zaměřen na hodnocení změny přetlaku ve formách při odlévání odlitků. Plyny, které se vyvíjejí ve formě při odlévání, mohou mít značný vliv na zvýšení celkového tlaku ve formě a tím přispět k penetraci kovu do formy.

Odvod plynů z dutiny formy během odlévání je velmi důležitý proces. Je nutné odvést objem rozpínajících se plynů v dutině formy a plyny vznikající při ohřevu formy. Jedná se zejména o objem vodní páry. Pro zjištění, respektive odhad objemu vodní páry, která vzniká během odlévání, byl využit simulační software ProCAST, který je schopen simulovat teplotní pole formy. Výstupem této simulace je objem formovací směsi, jejíž teplota přesahuje 100 °C v čase 214 s, kdy je na odlitku již natuhlá tenká vrstva kovu o tloušťce 4 mm. V tomto objemu je odpařena všechna voda během tuhnutí. Hodnota tohoto objemu formovací směsi je 0,01 m³. Teplotní pole formovací směsi během tuhnutí odlitku v čase 214 s je znázorněno na obr. 5.1.



Obr. 5.1 Teplotní pole formy

Pro výpočet objemu vzniklé páry je nejprve nutné zjistit hmotnost tepelně ovlivněné formovací směsi podle vztahu (5.1), přičemž známe průměrnou hodnotu hustoty formovací směsi 1394 kg/m³.

$$m = \rho \cdot V = 1394 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3} \cdot 0,01\text{m}^3 = 14,2 \text{ kg} \quad (5.1)$$

Z hmotnosti směsi můžeme dále spočítat hmotnost vody, která je obsažena ve formovací směsi podle vztahu (5.2), přičemž známe průměrnou vlhkost směsi, která je 3 %.

$$m_{H_2O} = m \cdot VLH = 14,2 \text{ kg} \cdot 0,03 = 0,4 \text{ kg} \quad (5.2)$$

Z periodické tabulky zjistíme, že molární hmotnost vody je 18g/mol. Podle vztahu (5.3) lze snadno dopočítat, kolik molů má vypočítaný objem vody.

$$n = \frac{m_{H_2O}}{M_{H_2O}} = \frac{400 \text{ g}}{18 \text{ g} \cdot \text{mol}^{-1}} = 23,6 \text{ mol} \quad (5.3)$$

Pro výpočet objemu páry, která vznikne, použijeme stavovou rovnici (5.4) a vyjádříme z ní objem (5.5).

$$p \cdot V = n \cdot R \cdot T \quad (5.4)$$

Kde	n	počet molů
	R	molární plynová konstanta
	T	teplota
	p	tlak

$$V = \frac{n \cdot R \cdot T}{p} = \frac{23,6 \text{ mol} \cdot 8,314 \text{ J} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot 373,15 \text{ K}}{101\,325 \text{ Pa}} = 0,7 \text{ m}^3 \quad (5.5)$$

Lze předpokládat, že během odlévání a tuhnutí povrchové vrstvy odlitku může vzniknout až 0,7 m³ páry, kterou je nutno odvést z formy. Pokud nemá forma dostatečnou prodyšnost nebo počet výfuků, může tento objem par vést ke zvýšení tlaku ve formě a následné penetraci kovu do formy nebo ke vzniku jiné vady na odlitku.

Podle výzkumů [24] a [25] tvoří vodní páry 40 % z celkového množství uvolňovaných emisí během odlévání. Zastoupení CO₂ je do 5 % a CO do 10 %. V emisích se vyskytují i stopové hodnoty sirovodíku, uhlovodíků, amoniaku a dalších látek. Zbytek emisí tvoří dusík a stopové prvky neidentifikovatelných látek.

5.1 Popis měření tlaku plynů ve formě

Cílem měření je stanovit časový průběh přetlaku vyvíjených plynů v bentonitové formě během odlévání. Z naměřených dat poté zjistit kritický přetlak plynů, který vede k tvorbě penetrace na odlitcích.

Při návrhu experimentu bylo velmi důležité navrhnout měřicí aparaturu tak, aby měřila s minimální odchylkou, s dostatečným rozsahem tlaku a byla odolná vůči vyšší teplotě. Autoři [5] uvádějí, že během odlévání a tuhnutí odlitku v bentonitové formovací směsi naměřili přetlak 1 atm, přičemž tato hodnota může platit pouze pro daný provoz a její hodnota se může v jiných podmínkách lišit. Proto je nutné zajistit vyšší měřicí rozsah přístroje. Dalším kritickým místem měření je teplota vyvíjených par a plynů, která bude přesahovat 100 °C. Měřicí přístroj proto musí odolat těmto teplotám, přičemž naměřená data nesmí být touto teplotou ovlivněna.

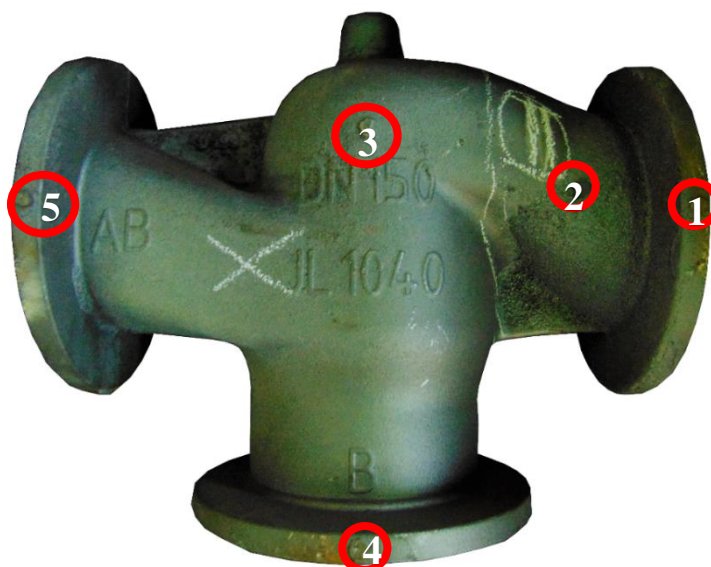
Během experimentu byly měřeny přetlaky plynů ve formách s různým stupněm odvzdušnění. Výsledkem měření je vliv stupně odvzdušnění na vznik penetrace na odlitcích. Při experimentu byly výfuky vrtány tak, aby každá forma měla jiný počet výfuků. Vzniknou tedy 3 druhy forem: forma bez odvzdušnění, částečně odvzdušněná a odvzdušněná forma (tab. 5.1). Tlaky plynů v jednotlivých formách je poté možno porovnat při různém stupni odvzdušnění formy.

Navržené pořadí vrtání výfuků ve formách je znázorněno v tab. 5.1. K výfuku, který je označen číslem 1, je připojen měřicí přístroj, který zaznamenává hodnoty tlaku v průběhu lití. Čísla výfuků na odlitku jsou zobrazena na obr. 5.2.

Formy budou řazeny za sebou na licím poli v seriích, podle pořadí vrtání výfuků, jak udává tab. 5.1 a obr. 5.2. Toto pořadí forem je zvoleno tak, aby nedošlo ke statistickému ovlivnění naměřených hodnot během experimentu. Do formy bude vyraženo dvoučíslí pro zpětnou identifikaci odlitků. První číslo značí sérii, druhé pořadí odlitku v sérii.

Tab. 5.1 Pořadí vrtání výfuků

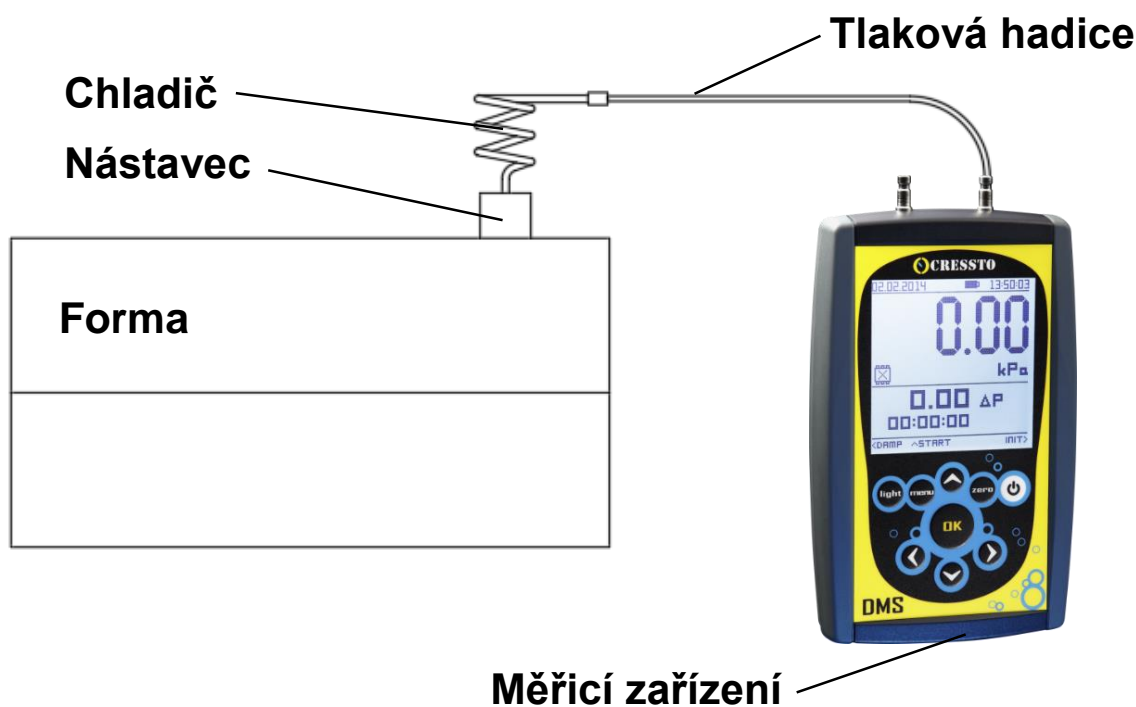
Pořadí formy	Číslo formy	Stupeň odvzdušnění	Vrtané výfuky
1	11	Bez odvzdušnění	1
2	12	Částečné odvzdušnění	1,2,3
3	13	Odvzdušněno	1,2,3,4,5
4	21	Bez odvzdušnění	1
5	22	Částečné odvzdušnění	1,2,3
6	23	Odvzdušněno	1,2,3,4,5
7	31	Bez odvzdušnění	1
8	32	Částečné odvzdušnění	1,2,3
9	33	Odvzdušněno	1,2,3,4,5
10	41	Bez odvzdušnění	1
11	42	Částečné odvzdušnění	1,2,3
12	43	Odvzdušněno	1,2,3,4,5
13	51	Bez odvzdušnění	1
14	52	Částečné odvzdušnění	1,2,3
15	53	Odvzdušněno	1,2,3,4,5



Obr. 5.2 Označení výfuků na odlitku

5.2 Návrh měřicí soustavy

Měření přetlaku probíhá na formovací lince GFD. Kvůli taktu linky je nutné navrhnu měřicí aparaturu tak, aby byla operace přesunu aparatury rychlá, bezpečná a těsná. Schéma aparatury je na obr. 5.3 a skládá se z nástavce, který je umístěn na formě, chladiče, tlakové hadice a měřicího zařízení DMS 1000L.



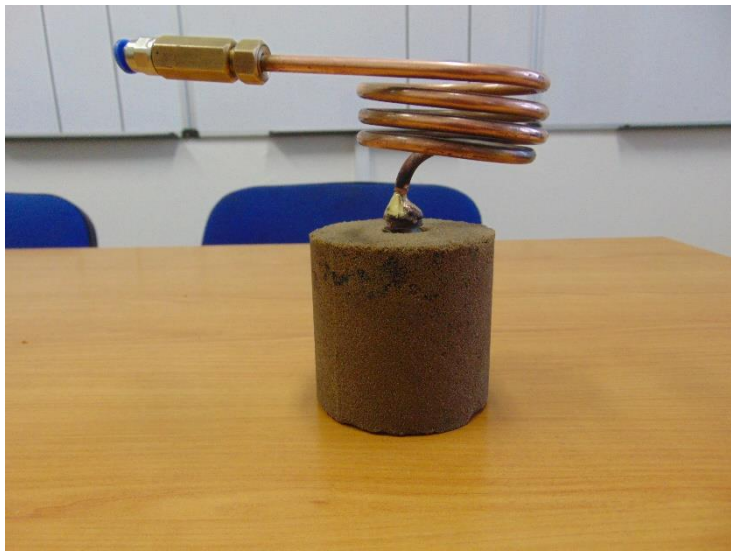
Obr. 5.3 Schéma měřicí soustavy

Pro měření a záznam průběhu přetlaku ve formách během lití byl vybrán dílenský měřicí přístroj pro měření relativního tlaku od firmy Cressto. Toto měřidlo obsahuje datalogger, který celé měření zaznamenává do interní paměti, na kterou lze zaznamenat až 200 000 záznamů. Naměřené hodnoty lze dále editovat pomocí tabulkového softwaru (např. MS Excel). Tlakový rozsah měřidla je -100 až 2000 kPa, což by mělo pokrýt předpokládané měřené tlaky ve formě. Všechny technické parametry měřicího zařízení jsou vypsány v tab. 5.2.

Tab. 5.2 Technické parametry přístroje [23]

Měřicí tlakový rozsah	-100 až 2000 kPa
Maximální přetlak	2000 kPa
Nedestruktivní tlak (krátkodobě)	2000 kPa
Chyba nastavení	Max. 0,5%
Způsob měření tlaku	Relativní
Provozní teplotní rozsah	0 až +50 °C
Krytí	IP 41

Pro měření na záznamovém zařízení DMS 1000L je nutné zabezpečit provozní teplotu média, která je maximálně 50 °C, jak uvádějí technické parametry přístroje (tab. 5.2). Z tohoto důvodu byla navržena měděná chladicí soustava (obr. 5.4) pro rychlý odvod tepla z měřeného média. Chladič má tvar spirály, aby se plyn ochladil a případný kondenzát se nedostal k měřicímu přístroji a nepoškodil jej. Samotný chladič se za pomoci závitů zašroubuje do nástavce (obr. 5.4).



Obr. 5.4 Chladič umístěný v nástavci

Vývod chladiče je osazen rychlospojku pro tlakovou hadici o průměru 6 mm a délce 2 m, která se připojí k přístroji. Tlaková hadice je dimenzována na přetlak až 2MPa.

Nástavec, který byl vyroben z CT směsi, slouží jako opatření proti zabíhání kovu do chladiče. Do nástavce byla zaformována matice, která má na bocích rovnoběžné plochy (obr. 5.5). Tyto plochy zabraňují utržení matice v nástavci během montáže chladiče. Závitový spoj mezi chladičem a maticí je utěsněn teflonovou páskou. Kvůli rychlému a bezpečnému měření byly vyrobeny 2 nástavce, přičemž na jednom probíhalo měření a druhý byl v průběhu měření instalován na další formu. Po každém měření byl vždy přemontován chladič na nástavec na další formě.



Obr. 5.5 Chladič s maticí

Na formě v místě měření tlaku bylo vytvořeno zhloubení o vnějším průměru nástavce. Zhloubení zajišťuje vyšší stabilitu nástavce ve formě a brání jeho převržení. Nástavec byl pomocí kaolínu přilepen k formě v místě zhloubení, čímž byl vzniklý spoj přilepen a utěsněn (obr. 5.6). Nástavec se navíc ve spodní části osadil zámkem, aby nedocházelo k pootočení na formě, čímž by mohla opět vzniknout další netěsnost během měření.



Obr. 5.6 Umístění chladiče na formě

Změna přetlaku, která byla sledována na formovací lince, byla měřena pouze během odlévání. Záznam přetlaku během tuhnutí odlitku na formovací lince je obtížný kvůli taktu linky. Proto byl experiment proveden na ruční formovně, kde byly měřeny změny přetlaku během odlévání, ale i tuhnutí odlitku. Měření bylo provedeno na ruční formovně, kde byl model č. 4593-002 formován na střešacím stroji FOROMAT. Hmotnost odlitku vyráběného na střešacím stroji je 0,5 kg a ve formě jsou umístěny 3 kusy odlitků.

Měření bylo provedeno stejným způsobem jako na formovací lince, ovšem bez použití nástavce. Matice byla tentokrát zaformována přímo do formy nad odlitek a případné netěsnosti byly opět utěsněny kaolinem. Do matice se zašrouboval chladič, ke kterému se připojil zbytek měřicí soustavy. Tímto způsobem byly změřeny 2 formy (obr. 5.7).

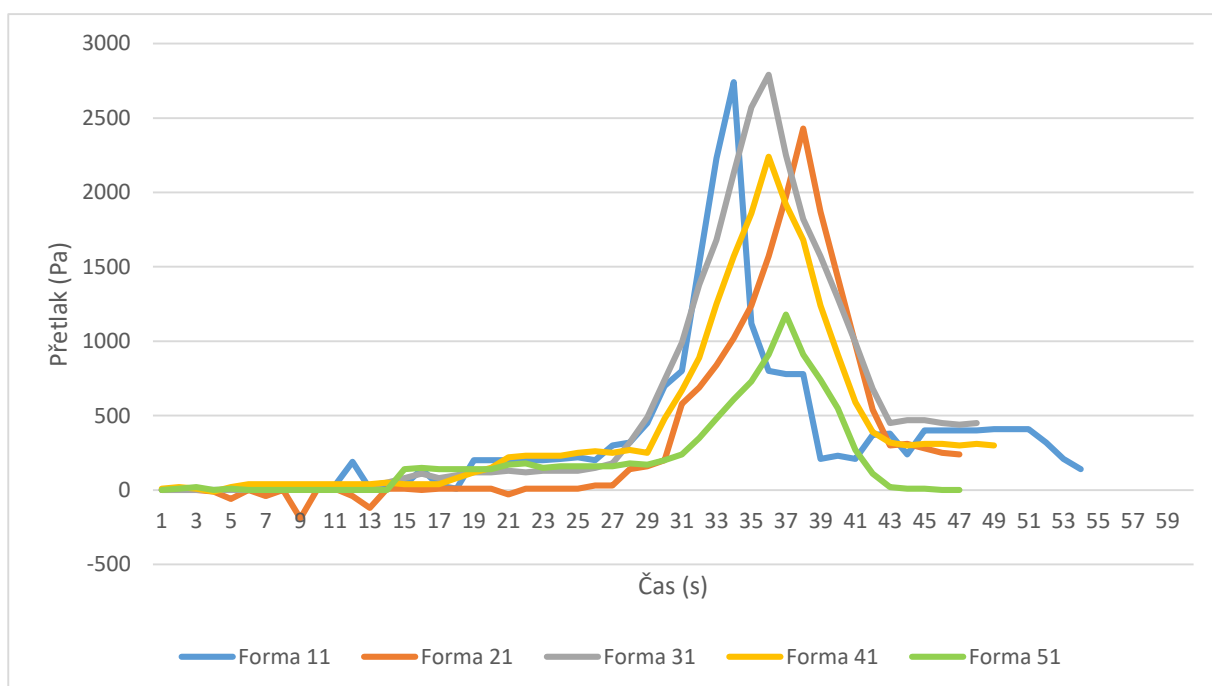


Obr. 5.7 Formy připravené k odlévání

5.3 Výsledky měření tlaku plynů ve formě

Naměřené průběhy tlaků na formovací lince byly zpracovány do grafů. Jedná se o křivky zobrazující přetlaky oproti atmosférickému tlaku. Bylo měřeno 15 forem při různém stupni odvzdušnění. Graf 5.1 zobrazuje přetlaky všech neodvzdušněných forem. Průměrný čas lití formy je 40 sekund, přičemž k nejvyšším nárůstům dochází právě před koncem lití. Na ose x se nachází časový údaj měření a na ose y hodnoty přetlaků. Hodnoty přetlaků neodvzdušněných forem se pohybují v rozmezí 1180-2790 Pa, přičemž nejnižší hodnota přetlaku je u formy 51. Průměrná hodnota přetlaku bez uvažování formy 51, jejíž hodnota přetlaku je odlehlá, je 2550 Pa.

Časový průběh je u všech forem podobný. Hodnoty přetlaku během lití pomalu rostou a před koncem lití dochází k přetlakové špičce, kdy dojde k náhlému zvýšení a snížení přetlaku.

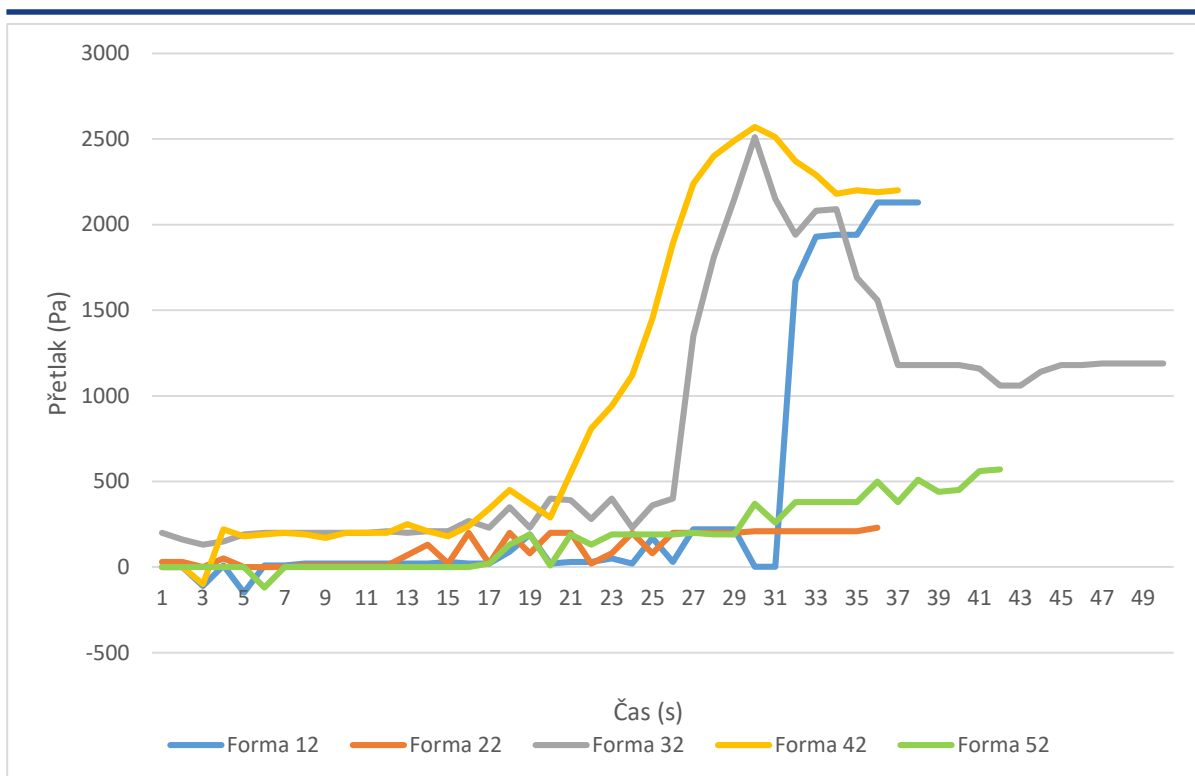


Graf 5.1 Forma bez odvzdušnění

Graf 5.2 znázorňuje časový průběh přetlaků plynů v částečně odvzdušněných formách. Na ose x se opět nachází časový údaj měření a na ose y hodnoty měřených přetlaků. Tento graf lze rozdělit do dvou částí. Maximální hodnoty naměřené u forem s pořadovým číslem 1, 3 a 4 se pohybují v rozmezí 2190-2570 Pa a jejich průměrná hodnota je 2423 Pa. Naopak u forem s pořadovým číslem 2 a 5 jsou naměřené přetlaky významně nižší a to v rozmezí 550-230 Pa.

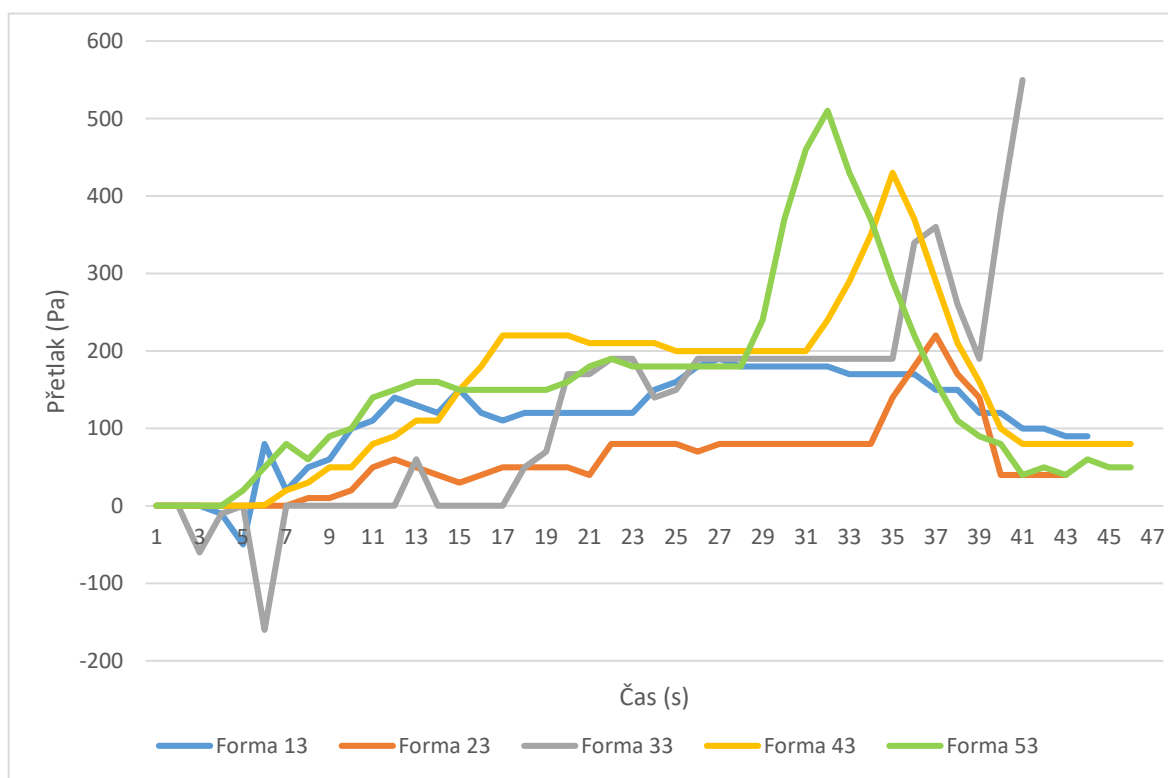
Časový průběh je u forem 1, 3 a 4 podobný, ovšem nedochází zde k přetlakové špičce jako v grafu 5.1. Dochází zde opět k plynulému zvyšování tlaku, kdy před koncem lití se tlak zvýší na svou maximální hodnotu a na té setrvá nebo postupně klesá.

Přestože byly naměřeny u forem s pořadovým číslem 2 a 5 podstatně nižší tlaky, se nejedná o odlehlé hodnoty měření. Podstatně vyšší hodnoty přetlaků plynů patrně souvisí s vyšší propustností plynů formou a v dělicí rovině.



Graf 5.2 Částečně odvzdušněná forma

Graf 5.3 zobrazuje průběh přetlaku plynů v odvzdušněných formách. Maximální hodnoty naměřených přetlaků se pohybují v rozmezí 190-550 Pa. Během lití dochází ke zvyšování tlaku a před koncem lití je vidět nižší přetlaková špička. Tato špička je však 10-20 % z hodnot přetlaků plynů v neodvzdušněné formě.



Graf 5.3 Odvzdušněná forma

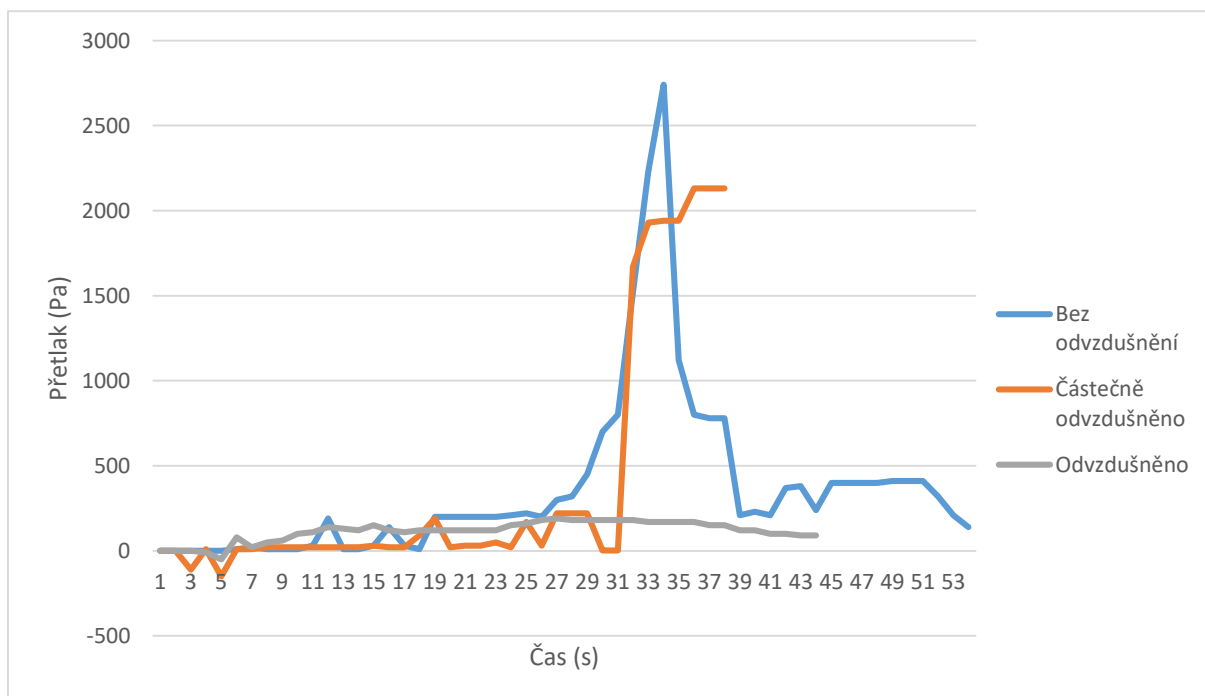
Z grafů je patrné, že tlak plynů ve formě během lití vzrůstá a před koncem lití dochází k dosažení jeho maxima. Maximální hodnoty přetlaků plynů, které byly naměřeny ve formách během odlévání, jsou uvedeny v tab. 5.2. Hodnoty přetlaků plynů jsou nižší, než uvádějí autoři práce [5], kteří ve svém experimentu dosahovali hodnot přetlaku až 1 atm. Tento rozdíl mohl vzniknout únikem tlaku přes dělicí rovinu, který byl pozorován během měření, přičemž unikající plyny začaly ihned hořet.

Tab. 5.3 Maximální hodnoty přetlaků

	Přetlak (Pa)
Bez odvzdušnění formy	2790
Částečně odvzdušněná forma	2570
Odvzdušněná forma	550

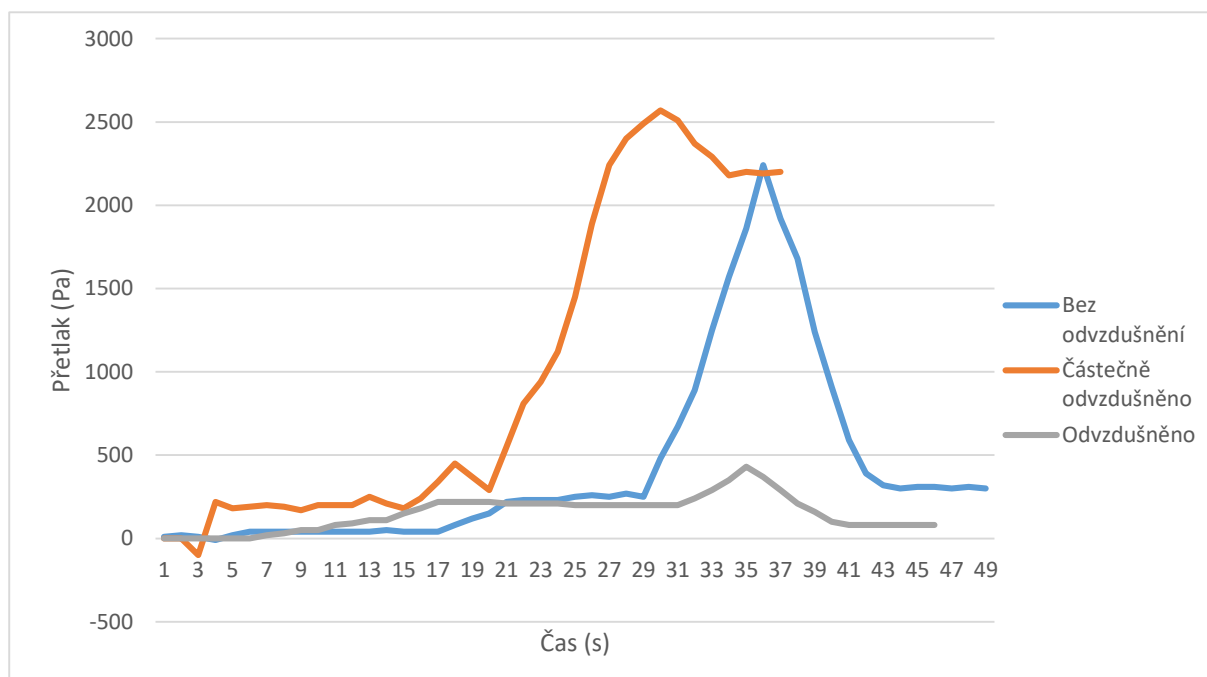
Komplexní zhodnocení průběhu přetlaků vyvíjejících se plynů ve formě během odlévání při různém stupni odvzdušnění znázorňuje graf 5.4. Z grafu je patrné, že hodnota přetlaku ve formě klesá se zvyšujícím se stupněm odvzdušnění formy. Podobný průběh tlaku mají i ostatní série kromě série číslo 4. U této série byl tlak naměřený u částečně odvzdušněné formy mírně vyšší než u neodvzdušněné formy (graf 5.5). Grafy všech měření přetlaku plynů ve formách během odlévání jsou obsaženy v příloze 3.

Graf 5.4 zobrazuje časový průběh přetlaků a jejich maximální hodnoty při různém stupni odvzdušnění. U formy bez odvzdušnění dochází před koncem lití k přetlakové špičce a následnému poklesu tlaku. U částečně odvzdušněné formy dochází opět před koncem lití ke zvýšení přetlaku plynů, přičemž dosažené přetlaky jsou nižší. U odvzdušněné formy dochází pouze k mírnému nárůstu přetlaku během celé doby odlévání formy.



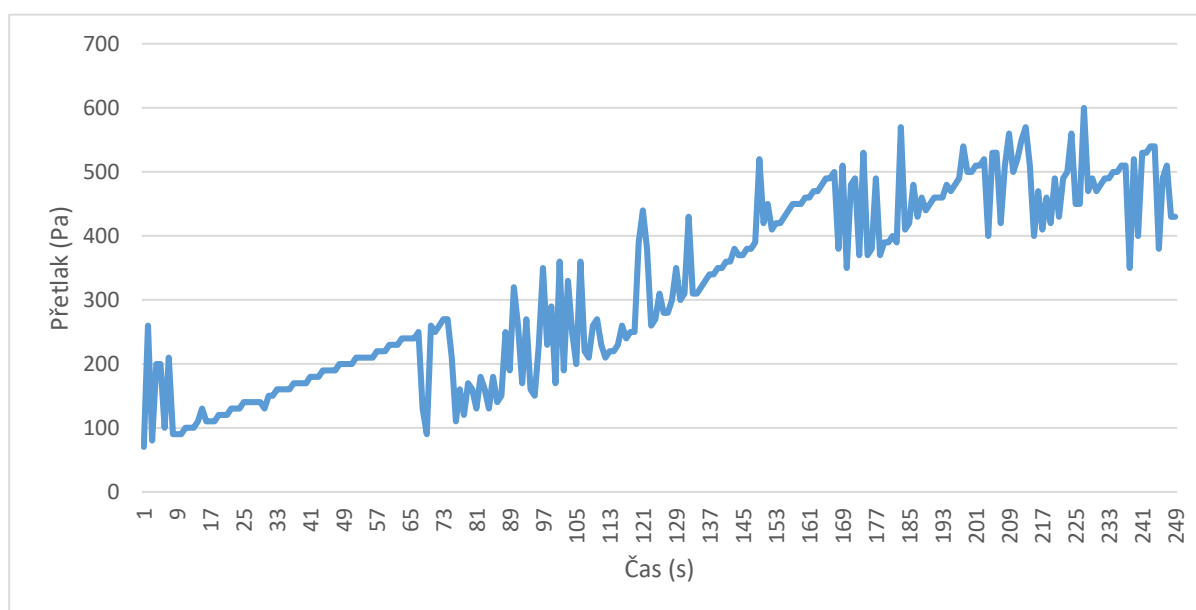
Graf 5.4 Průběh přetlaku – 1. série

V grafu 5.5 je vidět patrný rozdíl oproti grafu 5.4. Částečně odvzdušněná forma dosahovala vyšší hodnoty přetlaku než forma bez odvzdušnění. K nárůstu přetlaku u částečně odvzdušněné formy docházelo v polovině času odlévání formy, což dokazuje vyšší vývin plynů na začátku odlévání.

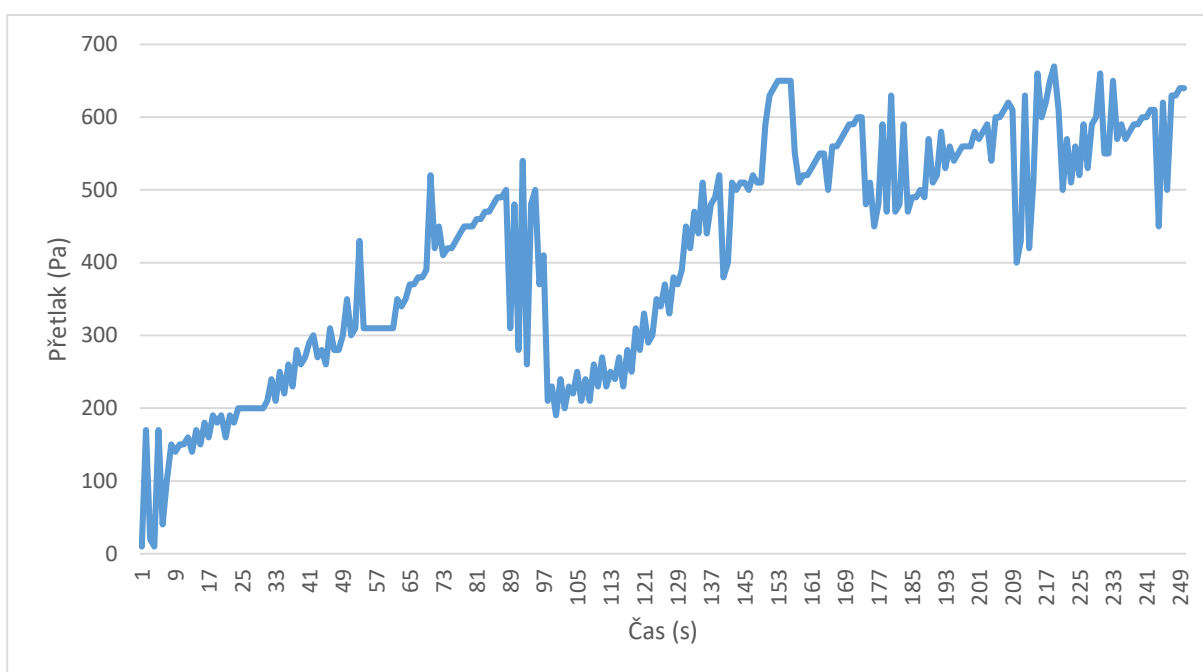


Graf 5.5 Průběh přetlaku – 4. série

Jak bylo uvedeno v kapitole 5.2, provedlo se měření přetlaku plynů ve formě během plnění a následného chladnutí odlitku. Jednalo se o formy zhotovené na ruční formovně pomocí střešovacího stroje FOROMAT. Výsledky tohoto měření na ruční formovně znázorňují grafy 5.6 a 5.7. V obou případech je vidět postupný nárůst přetlaku plynů s oscilací vyvolanou odvodem plynů z formy. Doba odlévání byla 10 s, v tomto časovém intervalu lze pozorovat nárůst přetlaku na hodnoty až 280 Pa a následný pokles u obou forem. Během chladnutí a tuhnutí přetlak neustále narůstá a dosahuje maxima na hodnotách 600 – 650 Pa.

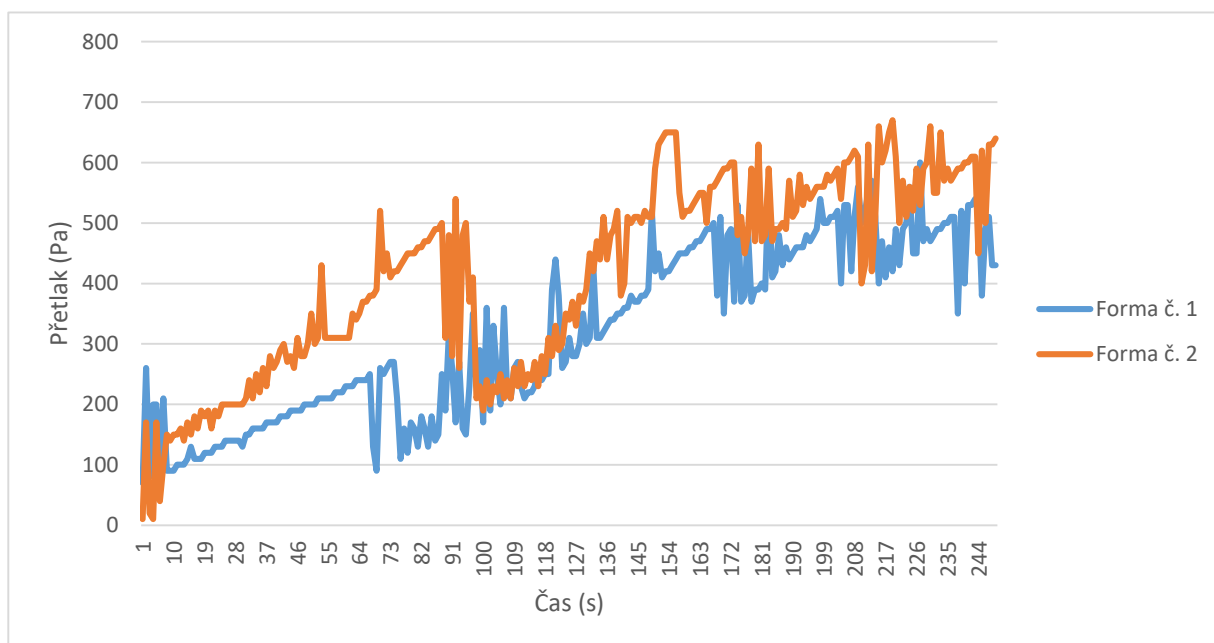


Graf 5.6 Časový průběh přetlaku během tuhnutí – forma č. 1



Graf 5.7 Časový průběh přetlaku během tuhnutí – forma č. 2

Porovnání průběhů přetlaků u obou forem je znázorněna v grafu 5.8. Z grafu je patrné, že průběhy přetlaků plynu v obou měřených formách mají obdobný průběh. Odchytky mezi těmito dvěma formami tvoří lokální maximální hodnoty, které má vyšší forma č. 2. Lokální minima jsou dána odvodem plynů z formy během chladnutí odlitku dělicí rovinou a přes formovací směs.



Graf 5.8 Porovnání časových průběhů přetlaků během tuhnutí

Z výše uvedených výsledků je patrné, že ke zvyšování přetlaků ve formě dochází i během tuhnutí. Pro tento typ vady je tedy nebezpečný přetlak ve formě během plnění, ale i během tuhnutí. Během tuhnutí je vzniklý přetlak nebezpečný do té doby, než natuhne dostatečně silná vrstva kovu, která těmto přetlakům odolá. V opačném případě může dojít k penetraci kovu do formovací směsi, viz kapitola 2.

Odlitky ze sledovaných forem, na kterých bylo prováděno měření přetlaku plynů během plnění, byly sledovány z hlediska výskytu vad typu připečenina. Přehled připečenin, které se vyskytly na zachycených odlitcích, jsou zobrazeny na obr. 5.8 a 5.9. Tato vada se vyskytovala zejména na odlitcích, které nebyly během odlévání odvzdušněny pomocí výfuků. Jedná se o povrchové připečeniny s malou hloubkou penetrace a jejich výskyt byl zejména na přírubách.



Obr. 5.8 Připečenina na přírubě odlitku č. 41

Hloubka vzniklých připečenin nebyla natolik hluboká, jako u odlitků, které slévárna VAG dodala k počáteční analýze. Nicméně je zde patrné, že nevhodné odvzdušnění forem má vliv na výskyt připečenin na odlitcích.



Obr. 5.9 Připečenina na přírubě odlitku č. 51

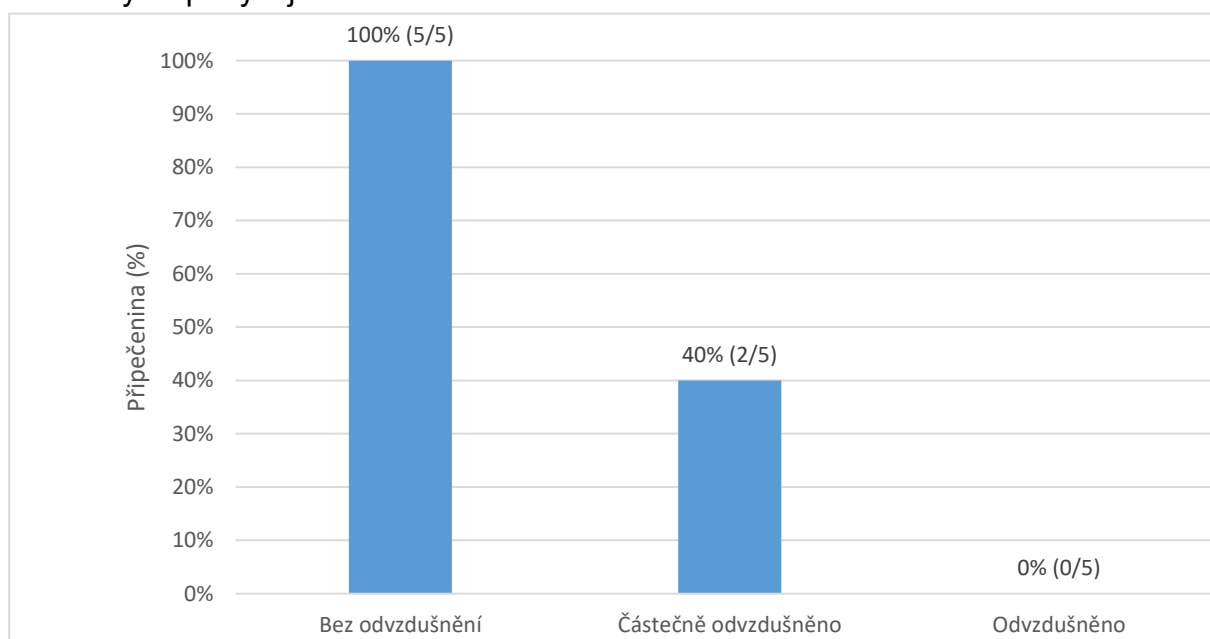
5.4 Statistické zhodnocení měření

Jak již bylo zmíněno v popisu experimentu, formy byly při formování číselně označeny tak, aby bylo možné přiřadit každý odlitek ke způsobu měření. Vady, které se na odlitcích vyskytovaly, jsou uvedeny v tab. 5.3. Z tabulky je patrné, že se připečeniny vyskytovali nejvíce u odlitků, které nebyly odvzdušněny nebo byly pouze částečně odvzdušněny. Celkem byly vyrobeny 4 shodné a 11 neshodných odlitků. Z 11 neshodných odlitků (73 %) tvoří připečeniny 73 %, bubliny 18 % a nezaběhnutí 9 % vad v tomto experimentu.

Tab. 5.4 Vady na odlitcích

Označení odlitku	Vady	Stupeň odvzdušnění
11	Připečenina	Bez odvzdušnění
12	Bublina	Částečné odvzdušnění
13	-	Odvzdušněno
21	Připečenina	Bez odvzdušnění
22	Nezaběhnutí	Částečné odvzdušnění
23	Připečenina	Odvzdušněno
31	Připečenina	Bez odvzdušnění
32	-	Částečné odvzdušnění
33	Bublina	Odvzdušněno
41	Připečenina + bublina	Bez odvzdušnění
42	Připečenina	Částečné odvzdušnění
43	-	Odvzdušněno
51	Připečenina	Bez odvzdušnění
52	Připečenina	Částečné odvzdušnění
53	-	Odvzdušněno

Výskyt připečenin v závislosti na stupni odvzdušnění je znázorněn v grafu 5.6. Tento graf prokazuje, že výskyt připečenin u sledovaných odlitků byl ovlivněn stupněm odvzdušnění formy. Formy, které nebyly odvzdušněny, měly ve 100 % případů výskyt této vady. S přibývajícím odvzdušněním tento trend klesá.



Graf 5.9 Výskyt připečenin na odlitcích

Při měření přetlaků byly u měřených forem a odlitků sledovány parametry jako při běžné výrobě. Jednalo se o vlastnosti formovací směsi a chemické složení kovů. Výsledky statistického zhodnocení parametrů formovací směsi je zaznamenáno v tab. 5.5. Během formování byla hodnocená formovací směs z 5 mísičů. Statistický soubor má tedy velikost $n = 5$. Hodnoty chemického složení tavby jsou uvedeny v tab. 5.6.

Většina parametrů má nízkou směrodatnou odchylku a hodnotu rozptylu, což značí stabilitu těchto vlastností během experimentu. Pouze vaznost směsi a teplota odpichu mají hodnoty rozptylu a směrodatné odchylky vyšší.

Tab. 5.5 Parametry formovací směsi $n = 5$

Písková laboratoř			
Parametr	Průměr \bar{x}	Směrodatná odchylka s	Rozptyl s^2
VAZ	209,8	8,84	78,2
SPĚ	37,8	0,98	0,96
AB	7,7	<0,00	<0,00
VLH	2,84	0,06	0,003

Tab. 5.6 Parametry tavby

Tavírna	
Parametr	Hodnota
C	3,32
Si	1,8
Mn	0,71
P	0,041
S	0,05
Cr	0,051
Cu	0,062
Al	0,002
Sn	0,006
Ni	0,024
T	1392

Statistická vyhodnocení experimentu naznačuje, že na výskyt připečení má vliv zejména stupeň odzdušnění formy. Ostatní parametry mají stabilní hodnoty a výsledky experimentu neovlivnily.

ZÁVĚR

Analýza vad a přesné určení mechanismu jejich vzniku je ve slévárenství nejdůležitější postup, který vede ke snížení výroby neshodných odlitků. Rychlým a vhodným zásahem do procesu tak slévárna může snížit výskyt neshodných odlitků a tím snížit výrobní náklady. Z literární rešerše popsané v úvodu práce vyplývá, že připečeniny na odlitcích vznikají několika mechanismy, přičemž každý mechanismus má jinou příčinu a prevenci vzniku. Velmi často nelze mechanismus na odlitcích jednoduše identifikovat, ale musí být provedena hlubší analýza.

Hodnoty sledovaných parametrů dodané slévárnou VAG Hodonín byly podrobeny statistické analýze. Byla provedena grafická a regresní analýza pro odhalení vstupních parametrů, které mohou zvyšovat výskyt připečenin na odlitcích. Při grafické analýze byl pozorován vyšší rozptyl parametrů formovací směsi, jejíž odchylky činily 10-20 %. Vyšší hodnoty rozptylu byly pozorovány zejména u vaznosti, spěchovatelnosti, pevnosti ve stříhu a ve štěpu. Naopak rozptyly hodnot chemického složení byly nižší a jejich odchylky byly do 10 %. Následně byla provedena regresní analýza, jejíž výsledky jednoznačně neprokázaly vliv vstupních parametrů na vznik připečenin. Rovnice, které jsou výsledkem této analýzy, jsou statisticky významné, ale pro predikci vzniku penetrace nebyly provozně použitelné.

Pro určení mechanismu vzniku penetrace byla provedena metalografická analýza částí odlitků, na kterých se nacházela penetrace. Celkem bylo hodnoceno 5 vzorků. Provedená metalografická analýza se zaměřovala jak na hodnocení struktury materiálu v oblasti penetrace, tak i na hodnocení struktury materiálu uvnitř vzorku. V oblasti penetrace se objevovala lokálně obálka okolo zrn ostříva. Byla provedena analýza pomocí EDS, která určila chemické složení této vrstvy. Jednalo se o oxidy Fe a s ohledem na velmi nízký výskyt těchto oxidů vyplývá, že vznik penetrace má mechanický charakter.

V poslední části této práce se zjišťoval vliv stupně odvzdušnění formy na vznik penetrace. Ve formách na formovací lince byly měřeny přetlaky během lití a na ruční formovně byly měřeny přetlaky plynů i během chladnutí a tuhnutí odlitku. Výsledky tohoto experimentu dokazují, že stupeň odvzdušnění má zásadní vliv na vznik penetrace. U neodvzdušněných forem byly naměřeny přetlakové špičky plynů před koncem lití. S přibývajícím stupněm odvzdušnění tyto přetlakové špičky byly podstatně nižší. Měření přetlaků během tuhnutí prokázalo, že ke zvyšování přetlaku ve formě dochází i během tuhnutí. Tento přetlak je významný pouze do doby, než se na odlitku vytvoří dostatečně silná ztuhlá vrstva kovu, která tomuto přetlaku odolá.

Z výše uvedených poznatků lze konstatovat, že se jedná o explozivní mechanismus penetrace, který byl zapříčiněn špatným stupněm odvzdušnění formy. Při opětovném vzniku této vady ve slévárně VAG Hodonín se doporučuje zvýšit stupeň odvzdušnění, který má prokazatelný vliv na výskyt penetrace. Další doporučení je z oblasti pískového hospodářství, kde by měly být vlastnosti formovací směsi měřeny častěji. U měřených vlastností formovací směsi by se měl také ustálit rozptyl jednotlivých hodnot, který sice u sledovaného výběrového souboru neměl statistický vliv na vznik penetrace, ale může ovlivňovat celý výrobní proces nebo výskyt vad odlitků.

SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

- [1] ELBEL, T. Úvodní slovo. Slévárství. 2011, 59(11-12), 344. ISSN 0037- 6825.
- [2] STRÁNSKÝ, K. Nejčastější vady odlitků ze slitin železa, jejich příčiny a prevence. Slévárství. 1996, 46(2), 136-142. ISSN 0037-6825.
- [3] ELBEL, T. DIAGNOSTIKA A ŘÍZENÍ KVALITY ODLITKŮ [online]. První. VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2013 [cit. 2018-03-02]. ISBN 78-80-248-3356-9. Dostupné z: https://www.fmmi.vsb.cz/export/sites/fmmi/modin/cs/studijni-opory/resitelsky-tym-2-metalurgie/diagnostika-a-rizeni-kvality-odlitku/Elbel_Diagnostika-a-rizeni-kvality-odlitku.pdf
- [4] ELBEL, T. Vady odlitků ze slitin železa. 1. vyd. Brno: MATECS, 1992, 340 s.
- [5] STEFANESCU, D.M., S.R. GIESE, T.S. PIWONKA a A.M. LANE. Cast Iron Penetration in Sand Molds, Part I: Physics of Penetration Defects and Penetration Model. AFS Transactions. 1996, 104(96-206), 1233-1248.
- [6] ČSN EN 1370: Hodnocení drsnosti povrchu vizuálně pomocí srovnávacích etalonů. Praha: Český normalizační institut, 1998.
- [7] GIESE, S.R., D.M. STEFANESCU, J. BARLOW a T.S. PIWONKA. Cast Iron Penetration in Sand Molds, Part II: Experimental Evaluation of Some Main Parameters Responsible for Penetration. AFS Transactions. 1996, 104(96-207), 1249-1257.
- [8] PATTABHI, R., A.M. LANE a T.S. PIWONKA. Cast Iron Penetration in Sand Molds, Part III: Measurements of Mold-Metal Interfacial Gas Composition. AFS Transactions. 1996, 104(96-208), 1259-1264.
- [9] STEFANESCU, D.M., M. OWENS, A.M. LANE, K.D. HAYES a J.O. BARLOW. Penetration of Liquid Steel in Sand Molds Part I Physics and Chemistry of Penetration and Mathematical Modeling-Metal Side. AFS Transactions. 2001, 109(01-058), 1347-1363.
- [10] LANE, A.M., M.D. OWENS, D.M. STEFANESCU, J.O. BARLOW, K. HAYES a T.S. PIWONKA. Penetration of Liquid Steel in Sand Molds, Part II: Chemical Reactions at the Mold/Metal Interface During Casting of Steel. AFS Transactions. 2001, 109(01-057), 1357-1345.
- [11] HAYES, K.D., J.O. BARLOW, D.M. STEFANESCU a T.S. PIWONKA. Penetration of Liquid Steel in Sand Molds, Part III: Experimental Evaluation of the Metal – Molding Aggregate Interaction. AFS Transactions. 2001, 109(02-083), 1365-1378.

-
- [12] JELÍNEK, Petr a Pavel PAWLAS. Vliv par kovů a cristobalitické expanze na vznik hlubokých zapečenin u ocelových odlitků. Slévárství. 1988, 36(10), 412-421.
- [13] NEUDERT, Alois. Penetrace - připečeniny u odlitků ze slitin železa. Slévárství. 2011, 59(11-12), 364-368.
- [14] ZÁDĚRA, Antonín, Jaroslav ŠENBERGER a Tomáš ELBEL. Reoxidační pochody při odlévání slitin železa: Reoxidation processes at casting ferrous alloys. 1. vyd. Brno: Česká slévárenská společnost, 2009. ISBN 978-80-02-02192-6.
- [15] ŠENBERGER, Jaroslav. Metalurgie oceli na odlitky. Vyd. 1. V Brně: VUTIUM, 2008. ISBN 978-80-214-3632-9.
- [16] BARLOW, J.O., M. OWENS, M.D. STEFANESCU, A.M. LANE a T.S. PIWONKA. Chemical penetration in sand molds in steel castings. AFS Transaction. 1998, 1998(105), 325-331.
- [17] ZÁDĚRA, Antonín. Povrchové napětí kapalin: Přednáška Teoretické základy oboru. [prezentace]. cit. [2018-04-12], b.r.
- [18] SANDERS, C. Are Carbonyls Causing Penetration and Burn-on in High Density Molds?. Modern Casting. 1965, (5), 155.
- [19] SVOBODA, J.M. Mechanisms of Metal Penetration in Foundry Molds. AFS Transactions. 1969, , 281-288.
- [20] LEVELINK, H. a F.P.M.A. JULIEN. Cast Metal Research Jurnal. AFS. 1973, 50-60.
- [21] ELBEL, T. a P. JELÍNEK. Příčiny a důsledky cristobalitické expanze směsí s vodním sklem. Slévárství. 1973, 21(9), 353-360.
- [22] ČSN EN ISO 945-1: Mikrostruktura litin - Část 1: Klasifikace grafitu vizuální analýzou. Praha: Vydavatelství úřadu pro normalizaci a měření, 1975.
- [23] GOODGE, John. Energy-Dispersive X-Ray Spectroscopy (EDS) [online]. In: University of Minnesota-Duluth, 2009 [cit. 2018-05-04].
- [24] ZDRAŽIL, Jiří. Zpráva o měření plynů a par v dutině formy v průběhu lití. SVÚM Brno, 1989.
- [25] ZDRAŽIL, Jiří. Zpráva o rozboru plynů emitovaných při odlévání. SVÚM Brno, 1986.
- [26] Cressto s.r.o. [online]. b.r. [cit. 2018-03-29]. Dostupné z: <http://www.cressto.cz/>
-

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

Zkratka/Symbol	Jednotka	Popis
p	[Pa]	Tlak
θ	[°]	Úhel smáčení
d_p	[m]	Průměr pórů mezi zrny ostřiva
γ_{LV}	[J.m ⁻²]	Povrchová energie
h	[m]	Metalostatická výška
ρ	[kg.m ⁻³]	Hustota
g	[m.s ⁻²]	Gravitační konstanta
V	[m.s ⁻¹]	Vstupní rychlost kovu do formy
PI_{mech}	[-]	Index mechanického pronikání
T	[s]	Čas
k	[m.s ^{-1/2}]	Konstanta tuhnutí
ξ	[m]	Tloušťka natuhlé vrstvy
b	[-]	Úsek na ose ξ , který vytíná tečna ke křivce tuhnutí
atm	[-]	1 atm = 101 325 Pa
ψ	[-]	Tepelné namáhání jádra
\bar{x}	[-]	Aritmetický průměr
s^2	[-]	Rozptyl
s	[-]	Směrodatná odchylka
m	[kg]	Hmotnost
ρ	[kg/m ³]	Hustota
V	[m ³]	Objem
n	[mol]	Počet molů
M	[g/mol]	Molární hmotnost
R	[J.K ⁻¹ .mol ⁻¹]	Molární plynová konstanta
T	[K]	Teplota
p	[Pa]	Tlak
EDS	[-]	Elektronově Disperzní Spektrometr

SEZNAM POUŽITÝCH OBRÁZKŮ

Obr. 1.1 Drsný povrch [4]	10
Obr. 1.2 Povrchová připečenina [4]	11
Obr. 1.3 Hluboká připečenina [4].....	11
Obr. 2.1 Porušení tlakové rovnováhy [5]	13
Obr. 2.2 Časový průběh mechanismů mechanické penetrace [5]	13
Obr. 2.3 Schéma natuhávání kovu na povrchu jádra [4]	14
Obr. 2.4 Tuhnutí v bodě B [4]	15
Obr. 2.5 Tuhnutí v bodě A [4]	15
Obr. 2.6 Chemická penetrace [9].....	16
Obr. 2.7 Rovnovážný diagram SiO ₂ -FeO [2].....	17
Obr. 2.8 Ternární diagram FeO-SiO ₂ -MnO [5].....	18
Obr. 2.9 Úhel smáčení θ [5].....	18
Obr. 2.10 Změna úhlu smáčení s dobou styku odlitku s formou [1]	19
Obr. 2.11 Mechanismus explozivní penetrace [13].....	20
Obr. 2.12 Exploze v povrchové vrstvě formy [13]	21
Obr. 2.13 Exploze v dutině formy nad stoupající hladinou tekutého kovu [13]	22
Obr. 2.14 Řez vadou – expanzní penetrace [13]	23
Obr. 2.15 Vznik expanzní penetrace [5]	23
Obr. 2.16 Vliv cristobalitické expanze na penetraci oceli do jader pojených vodním sklem s rozdílným tepelným namáháním [4]	25
Obr. 2.17 Výronek s hlubokou zapečeninou [4].....	25
Obr. 3.1 Výsledky testu Chí-kvadrát.....	38
Obr. 4.1 Odlitek s připečeninou	40
Obr. 4.2 Místo odběru vzorku (vlevo), odebraný vzorek (vpravo).....	41
Obr. 4.3 Vyleštěné a naleptané vzorky.....	41
Obr. 4.4 Schéma označení vzorku	42
Obr. 4.5 Neleptaný vzorek TP18-VAG4 – růžicovité rozložení grafitu (zvětšení 100x)	43
Obr. 4.6 Neleptaný vzorek TP18-VAG2 – velikost grafitu (zvětšení 100x)	44
Obr. 4.7 Leptaný vzorek TP18-VAG1 – struktura 96 % perlitu a 4 % feritu (zvětšení 100x)	44
Obr. 4.8 Penetrace - neleptaný vzorek 18-TP-VAG 1	45
Obr. 4.9 Penetrace - neleptaný vzorek 18-TP-VAG 2	45
Obr. 4.10 Penetrace - leptaný vzorek 18-TP-VAG 1	46
Obr. 4.11 Penetrace - leptaný vzorek 18-TP-VAG 2	46
Obr. 4.12 Neleptaný vzorek 18-TP-VAG 1 – zvětšení 100x	47
Obr. 4.13 Leptaný vzorek 18-TP-VAG 1 – zvětšení 100x.....	47
Obr. 4.14 EDS analýzy vzorku 18-TP-VAG 1	48
Obr. 4.15 EDS analýza vzorku 18-TP-VAG 3.....	49
Obr. 5.1 Teplotní pole formy.....	50
Obr. 5.2 Označení výfuků na odlitku	52
Obr. 5.3 Schéma měřicí soustavy	53
Obr. 5.4 Chladič umístěný v nástavci	54
Obr. 5.5 Chladič s maticí	54
Obr. 5.6 Umístění chladiče na formě	55
Obr. 5.7 Formy připravené k odlévání	55
Obr. 5.8 Připečenina na přírubě odlitku č. 41	61
Obr. 5.9 Připečenina na přírubě odlitku č. 51	61

SEZNAM POUŽITÝCH GRAFŮ

Graf 3.1 Průběh neshodných výrobků	28
Graf 3.2 Časový průběh koncentrace prvků C, C _E , Mn a Si	28
Graf 3.3 Časový průběh koncentrace prvků P, S, Cr, Cu, Sn a Ni	29
Graf 3.4 Časový průběh pevnostních parametrů formovací směsi	29
Graf 3.5 Časový průběh parametrů formovací směsi	30
Graf 3.6 Průběh prodyšnosti linky GFD a BMD	34
Graf 3.7 Hustoty směsí lisované linkami BMD a GFD	34
Graf 3.8 Srovnání lisování směsí linkami a pýchovadlem	35
Graf 3.9 Opakované měření hustot směsí lisované linkami BMD a GFD	36
Graf 5.1 Forma bez odvzdušnění	56
Graf 5.2 Částečně odvzdušněná forma	57
Graf 5.3 Odvzdušněná forma	57
Graf 5.4 Průběh přetlaku – 1. série	58
Graf 5.5 Průběh přetlaku – 4. série	59
Graf 5.6 Časový průběh přetlaku během tuhnutí – forma č. 1	59
Graf 5.7 Časový průběh přetlaku během tuhnutí – forma č. 2	60
Graf 5.8 Porovnání časových průběhů přetlaků během tuhnutí	60
Graf 5.9 Výskyt připečenin na odlitcích	62

SEZNAM POUŽITÝCH TABULEK

Tab. 3.1 Parametry statistického souboru	26
Tab. 3.2 Vlastnosti statistického souboru $n = 20$	27
Tab. 3.3 P-hodnoty rovnice (3.1)	31
Tab. 3.4 P-hodnoty rovnice (3.2)	31
Tab. 3.5 P-hodnoty rovnice (3.3)	31
Tab. 3.6 P-hodnoty rovnice (3.4)	32
Tab. 3.7 P-hodnoty rovnice (3.5)	32
Tab. 3.8 Hodnoty prodyšnosti směsi pro linku GFD	33
Tab. 3.9 Hodnoty prodyšnosti směsi pro linku BMD	33
Tab. 3.10 Hodnoty d_{50} a jemných podílů ostřiva	33
Tab. 3.11 Hustoty směsi lisované linkami	35
Tab. 3.12 Hodnoty směsi lisované pýchovadlem	35
Tab. 3.13 Opakované měření hustot směsí lisované linkami	36
Tab. 3.14 Hustoty směsí s úpravou počtu úderů	37
Tab. 3.15 Hodnoty prodyšností s hustotou upěchování linek	37
Tab. 3.16 Produkce linek BMD a GFD	38
Tab. 4.1 Postup leštění metalografických výbrusů	41
Tab. 4.2 Seznam metalografických výbrusů	42
Tab. 4.3 Hodnocení struktury	43
Tab. 4.4 Chemické složení vzorku 18-TP-VAG 1	48
Tab. 4.5 Chemické složení vzorku 18-TP-VAG 3	49
Tab. 5.1 Pořadí vrtání výfuků	52
Tab. 5.2 Technické parametry přístroje [23]	53
Tab. 5.3 Maximální hodnoty přetlaků	58
Tab. 5.4 Vady na odlitcích	62
Tab. 5.5 Parametry formovací směsi $n = 5$	63
Tab. 5.6 Parametry tavby	63

SEZNAM PŘÍLOH

- Příloha 1 Mikrostruktura vzorků v neleptaném stavu
- Příloha 2 Mikrostruktura vzorků v leptaném stavu
- Příloha 3 Časové průběhy přetlaků jednotlivých sérií