



# VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

## FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

## ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

# MIKROČISTOTA OCELÍ VYRÁBĚNÝCH VE VAKUOVÝCH INDUKČNÍCH PECÍCH

MICROPURITY OF STEEL MANUFACTURED IN VACUUM INDUCTION FURNACES

## BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

## AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Jakub Hořínek

## VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.

BRNO 2021

# Zadání bakalářské práce

Ústav:	Ústav strojírenské technologie
Student:	<b>Jakub Hořínek</b>
Studijní program:	Strojírenství
Studijní obor:	Strojírenská technologie
Vedoucí práce:	<b>doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.</b>
Akademický rok:	2020/21

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 bakalářské práce:

## **Mikročistota ocelí vyráběných ve vakuových indukčních pecích**

### **Stručná charakteristika problematiky úkolu:**

Vměstky jsou nekovové fáze, které se vždy vyskytují v ocelích vyráběných na vzduchu. Mohou být dle typu reagujících prvků při jejich vzniku tvořeny oxidy, sulfidy, nitridy atp. Oxidy jsou tvrdé křehké fáze, které snižují zejména houževnatost a tažnost oceli a mají též nežádoucí vliv na tvařitelnost, svařitelnost nebo obrobitelnost oceli. Sulfidy mají obvykle nežádoucí vliv na houževnatost a tažnost oceli. Sulfidy dále silně snižují svařitelnost oceli, ale pozitivně ovlivňují například její obrobitelnost. Výskyt vměstků v oceli, označovaný též jako mikročistota oceli, souvisí s jejich chemickým složením a technologií tavení a metalurgického zpracování. Vhodnými metalurgickými procesy lze v ocelích dosáhnout významného snížení výskytu oxidických a sulfidických vměstků v důsledku hlubokého odsíření a dezoxidace taveniny. Jedním z velmi často používaných pochodů metalurgického zpracování je vakuování oceli, které umožňuje ve vakuu dezoxidaci taveniny uhlíkem a za použití vhodné strusky i hluboké odsíření oceli. Vakuové indukční pece jsou moderní tavící agregáty, které jsou v současné metalurgické praxi používány pro výrobu vysoce jakostních ocelí i slitin na bázi niklu, kobaltu nebo titanu.

### **Cíle bakalářské práce:**

Cílem bakalářské práce je provést literární rešerši v oblasti vlivu nekovových vměstků na vlastnosti oceli. Dále budou v rámci práce popsány základní metalurgické postupy snížení oxidických a sulfidických vměstků v oceli. V praktické části bude ověřen vliv vakuového tavení a zpracování oceli na vakuové indukční peci s následným odléváním oceli na vzduchu. Bude dále ověřen vliv opakovaného přetavení materiálu na vakuové peci s odléváním ve vakuu. Cílem je stanovit mikročistotu oceli s jednostupňovým a dvojestupňovým vakuovým přetavením oceli na indukční peci.

**Seznam doporučené literatury:**

ŠENBERGER, J., Z. BŮŽEK, A. ZÁDĚRA, K. STRÁNSKÝ, V. KAFKA. Metalurgie oceli na odlitky. Brno: VUT v Brně – Nakladatelství VUTIUM, 2008. 311 s. ISBN 978-80-214-3632-9.

ODEHNAL, J., J. SOCHA, K. GRÝC, R. ŠURAL, J. BULÍN, J. STRAKA. Influence of refining on achieving low oxygen contents at production of special steels for energetic industry, METAL 2018 - 27th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings, 2018, pp. 93 - 101.

HAMPL, J., B. SMETANA, J. ODEHNAL. The influence of calcium on technological properties and micropurity of steel castings, Metalurgija, 2016, 55(3), pp. 297 - 300.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2020/21

V Brně, dne

L. S.

---

doc. Ing. Petr Blecha, Ph.D.  
ředitel ústavu

---

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

## ABSTRAKT

Při výrobě oceli dochází vždy ke vzniku určitého podílu nekovových vměstků, které výrazně ovlivňují její výsledné vlastnosti. Teoretická část této práce se zaměřuje na oblast vlivů těchto nečistot na vlastnosti oceli a na metody, jak jejich celkový obsah v oceli snížit. V experimentální části byl ověřen vliv vakuového tavení s odlitím na vzduchu na výslednou mikročistotu korozivzdorné oceli. Výsledky ukázaly, že způsob vakuování byl, co se týče snížení obsahu kyslíku a oxidických vměstků v oceli, velice efektivní. Následně byla provedena opakovaná přetavba části materiálu z prvního tavení a byl zkoumán vliv opakovaného přetavení s tavením i odlitím ve vakuu. Výsledná analýza ukázala významné snížení obsahu dusíku, avšak obsah kyslíku se již neměnil.

### Klíčová slova

mikročistota, nekovové vměstky, rafinace, vakuum, odplynění

## ABSTRACT

During the production of steel, a certain proportion of non-metallic inclusions always arises, which significantly affects its final properties. The theoretical part of this thesis focuses on the effects of these impurities on the properties of steel and on ways to reduce their total content in steel. In the experimental part, the effect of vacuum melting, with casting in air, on the final micropurity of stainless steel was investigated. The results showed that the vacuum method was very effective as there was a significant reduction of the oxide inclusions content and oxygen content in the steel. Then, a part of the material from the first melting was remelted and the effect of repeated vacuum remelting of the material with casting in vacuum was investigated. The analysis showed a significant reduction in nitrogen content but the oxygen content remained almost the same.

### Key words

micro cleanness, non-metallic inclusions, refining, vacuum, degassing

## BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

HOŘÍNEK, Jakub. *Mikročistota ocelí vyráběných ve vakuových indukčních pecích*. Brno 2021. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie. 53 s., Vedoucí práce doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.

## PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma Mikročistota ocelí vyráběných ve vakuových indukčních pecích vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených na seznamu, který tvoří přílohu této práce.

20.5.2021

Datum

Jakub Hořínek

## **PODĚKOVÁNÍ**

Tímto bych rád poděkoval panu doc. Ing. Antonínu Záděrovi, Ph.D. za ochotu, cenné připomínky a rady při vypracovávání bakalářské práce. Zároveň bych chtěl poděkovat celému odboru slévárenství za poskytnuté informace a pomoc při vypracovávání praktické části. Poděkování také patří mé rodině za podporu během celého studia a v neposlední řadě také Bohu.

**OBSAH**

ABSTRAKT

PROHLÁŠENÍ

PODĚKOVÁNÍ

OBSAH

<b>ÚVOD.....</b>	<b>9</b>
<b>1 CHARAKTERISTIKA VMĚSTKŮ V OCELI .....</b>	<b>10</b>
1.1 Rozdělení dle původu vzniku .....	10
1.2 Rozdělení podle velikosti.....	10
1.3 Rozdělení podle chemického složení.....	11
1.4 Morfologie vměstků v době jejich vzniku .....	11
1.5 Vývoj nekovových vměstků .....	13
<b>2 VLIV VMĚSTKŮ NA VLASTNOSTI OCELÍ.....</b>	<b>14</b>
2.1 Působení vměstků v oceli .....	14
2.2 Vliv vměstků na mechanické vlastnosti ocelí.....	16
2.2.1 Působení vměstků při statickém zatížení .....	16
2.2.2 Vrubová houževnatost .....	17
2.2.3 Vliv vměstků na únavové vlastnosti oceli .....	18
2.3 Vliv vměstků na obrobitelnost oceli .....	19
2.4 Vliv vměstků na tvařitelnost oceli .....	21
2.5 Vliv vměstků na svařitelnost oceli.....	21
<b>3 METODY SNÍŽENÍ OBSAHU VMĚSTKŮ .....</b>	<b>21</b>
3.1 Modifikace vměstků .....	23
3.2 Snížení obsahu vměstků za pomoci rafinace .....	25
3.2.1 Rafinace oceli inertními plyny.....	26
3.2.2 Rafinace oceli za použití syntetické strusky .....	27
3.2.3 Přidávání prachových přísad to tekuté oceli .....	28
3.2.4 Pánvová pec .....	29
3.3 Rafinace oceli ve vakuu .....	30
3.3.1 VD.....	30
3.3.2 VAD.....	31
3.3.3 ASEA-SKF .....	32
3.3.4 Vakuové indukční pece.....	32
<b>4 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST.....</b>	<b>34</b>

4.1 Úvod.....	34
4.2 Popis experimentu.....	34
4.2.1 Vakuové tavení s odlitím na vzduchu.....	35
4.2.1.1 Průběh tavení .....	35
4.2.1.2 Hodnocení chemického složení .....	36
4.2.1.3 Hodnocení obsahu kyslíku a dusíku .....	36
4.2.1.4 Hodnocení mikročistoty.....	40
4.2.2 Vakuové přetavení s odlitím ve vakuu .....	42
4.2.2.2 Hodnocení chemické čistoty .....	43
<b>ZÁVĚR .....</b>	<b>45</b>
SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ	
SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK	
SEZNAM OBRÁZKŮ	
SEZNAM TABULEK	



## ÚVOD

Ocel je již dlouhodobě jedním z nejdůležitějších materiálů a je prakticky nenahraditelná. Díky své vysoké pevnosti a přijatelné ceně je hojně používána v mnoha technologických odvětvích. Avšak rychlý technologický posun dnešní doby, má za následek neustálé zvyšování požadavků na dosažení maximální efektivity výroby při minimálních nákladech. To vede k většímu důrazu na vývoj oceli o vyšší pevnosti a jakosti. Předpokladem pro splnění těchto požadavků je především výroba oceli o vysoké čistotě.

Kvalita a čistota oceli se odvíjí především od nízkého obsahu nežádoucích prvků a dosažení požadovaného chemického složení. Jednou s klíčových podmínek kvalitní oceli je nízký obsah nekovových vměstků. Jedná se o nežádoucí částice, tvořené nekovovými fázemi, které mohou vznikat v průběhu tavení i odlévání oceli. Nekovové vměstky narušují celkovou homogenitu oceli a významně ovlivňují vlastnosti konečných výrobků. V určitém množství se vyskytují ve všech ocelích a jejich úplné odstranění není nikdy možné. Avšak byla vyvinuta řada metalurgických procesů, díky kterým lze docílit jejich významného snížení.

Teoretická část bakalářské práce si klade za cíl charakteristiku nekovových vměstků, a popis jejich vlivu na vlastnosti ocelí. Následně budou popsány základní metalurgické procesy zajišťující snížení obsahu, modifikaci a prevenci proti vzniku oxidických a sulfidických vměstků. V experimentální části této práce bude posouzena mikročistota a chemické složení oceli vyráběné ve vakuové indukční peci. Bude také ověřen vliv tavení oceli ve vakuové peci s odlitím na vzduchu a následným přetavením ve vakuové peci s odlitím ve vakuu.

## 1 CHARAKTERISTIKA VMĚSTKŮ V OCELI

Vměstky jsou vady mikrostruktury oceli, které se podle [1] řadí do skupiny vad s číslem 620. Vměstky zhoršují čistotu oceli a tím i její vlastnosti. Vliv vměstků v ocelích se hodnotí zejména podle jejich množství, disperzity, velikosti, tvaru a jejich chemického složení. Vměstky lze rozdělit do několika základních skupin, především podle původu, velikosti a chemického složení. [2]

### 1.1 Rozdělení dle původu vzniku

Podle původu vzniku se vměstky dělí na endogenní a exogenní.

- *Exogenní vměstky* bývají do oceli vnášeny působením okolního prostředí, v němž se ocel nachází. Jedná se o mechanicky stržené částice z žáruvzdorných hmot, vyzdívků pece, strusky a o vměstky vznikající při reakcích oceli s atmosférou. Výskyt a charakter těchto vměstků se odvíjí především od podmínek použitého výrobního pochodu, výrobní technologie, druhu oceli a jakosti žáruvzdorných vyzdívek. Exogenní vměstky jsou rozměrnější a jejich výskyt, rozložení, chemické složení jsou zcela náhodné a nepravidelné. Jejich výskyt lze za pomoci vhodných opatření ve výrobě, hlavně při lití, značně zredukovat. [2, 3]
- *Endogenní vměstky* jsou částice tvořené fázemi, které vznikají fyzikálně chemickými reakcemi příměsových prvků O, S, N s dalšími prvky v tavenině, čímž v oceli tvoří oxidy, sulfidy a nitridy. Vznikají nejen při chladnutí roztavené oceli v peci či pánvi, nýbrž po celou dobu rozpustnosti reagujících látek, tudíž i při tuhnutí. Není možné se endogenních vměstků úplně zbavit, jelikož se v určitém poměru vyskytují v každé oceli. Jejich negativní vliv se hodnotí zejména dle jejich množství, disperzity, velikosti, tvaru a jejich chemického složení. Mezi endogenní vměstky patří zejména sulfidy, oxidy, křemičitany a hlinitany. [2, 3]

### 1.2 Rozdělení podle velikosti

Podle velikosti lze vměstky rozdělit na makroskopické a mikroskopické. Pro stanovení mezní hranice mezi jejich velikostmi, lze podle [4] považovat za makroskopické vměstky ty, které jsou dostatečně velké, aby způsobily okamžitou poruchu produktu, buď při jeho zpracování nebo použití. Ostatní vměstky by měly být považovány za mikroskopické.

- *Makroskopické* jsou vměstky, které jsou viditelné pouhým okem či lupou. Jsou to převážně vměstky exogenní. Obvykle se vyskytuje ve formě strusky, písku nebo materiálu strženého z formy. Jsou nebezpečné hlavně svým nahodilým výskytem a představují výrazné porušení celistvosti oceli. Svou přítomností v krátkodobě i dlouhodobě namáhaných oblastech, mohou být příčinou vzniku trhlin či únavových lomů. [3, 5]
- *Mikroskopické vměstky* jsou nejčastěji vyskytující se vměstky v ocelích. Příčinou jejich vzniku jsou reakce mezi přítomnými prvky a kyslíkem, sírou či dusíkem. Jsou velmi nežádoucí, jelikož narušují homogenitu oceli, ale jejich přítomnost je nevyhnutelná. Přítomnost tvrdých mikroskopických vměstků oxidického typu, může vést k jejich dekohezi od kovové matrice nebo jejich prasknutí a tím iniciovat vznik lomu. Naopak tvárné vměstky, např. MnS, způsobují anizotropii vlastností tím, že se protahují ve směru tváření, čímž se jejich škodlivý účinek projevuje převážně v příčném směru tváření. [3]

### 1.3 Rozdělení podle chemického složení

Podle chemického složení dělíme vměstky převážně na *oxidy*, *sulfidy*, *nitridy*, *karbidy*, *atp.* Nejrozšířenějšími vměstky jsou oxidy a sulfidy.

- *Oxidy* vznikají běžně ve všech ocelích v průběhu tavení i při odlévání. Oxidy se v oceli tvoří převážně při procesech dezoxidace a reoxidace (sekundární oxidace). Nejvíce se jich tvoří při dezoxidačních procesech a jejich složení se odvíjí od použitých příměsových dezoxidačních prvků. Tvořící se oxidy jsou nekovové částice, které se mohou vzájemně rozpouštět, například  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$  nebo  $\text{FeO}$ . Snížení obsahu kyslíku v tavenině snižuje tvorbu oxidů, avšak dochází k růstu aktivity síry a tím snadnější tvorbě sulfidů. [2]
- *Sulfidy* významně ovlivňují vlastnosti oceli, tudíž se otázce snížení obsahu síry věnuje velká pozornost. Svou přítomností vedou ke snížení houževnatosti a ztrátě plasticity oceli, avšak určitý obsah síry má kladný vliv na obrobitelnost oceli. Vznikají při tuhnutí oceli a jejich tvar a složení je dán použitým dezoxidovadlem. Nejčastěji vyskytující se sulfidický vměstek je  $\text{MnS}$ . [2]

### 1.4 Morfologie vměstků v době jejich vzniku

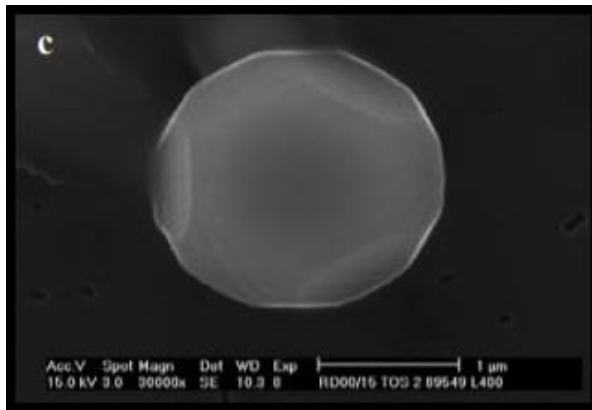
Morfologie vměstků závisí především na jejich chemickém složení a odvíjí se od koncentrace prvků, které tvoří jejich hlavní složky. Může dojít k odlišnému vzhledu a chemickému složení i při stejné přísadě, pokud vměstek vzniká při různém stupni přesycení roztoku [2]. Na základě výsledků prací Simse a Dahleho, které později doplnil Bůžek, bylo vytvořeno rozdělení vzhledů vměstků do pěti základních morfologických typů [1].

#### ➤ Vměstky I. typu

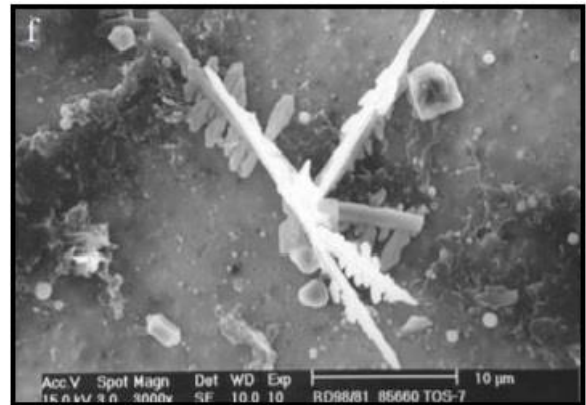
Tvoří se v taveninách s vysokým obsahem aktivního kyslíku. Vznikají v ocelích pro jejichž dezoxidaci jsou použity převážně prvky s nízkou afinitou ke kyslíku, například mangan nebo křemík [2]. Hliník se na dezoxidaci podílí jen v malém množství nebo vůbec. Jejich velikost je obvykle v rámci jednotek až stovek mikrometrů. Vměstky I. typu mají kulovitý tvar a v oceli jsou rovnoměrně rozmístěny. Příklad vměstku je uveden na Obr. 1. Přítomnost tohoto typu vměstku v odlitku značí nebezpečí vzniků bodlin a bublin. Jejich výskyt v ocelových odlitcích je způsoben nedostatečnou dezoxidací a nízkým obsahem hliníku. Příklady kulovitých vměstku I. typu jsou oxisulfidické vměstky na bázi Al, Mn, Si, které jsou při teplotě tavení oceli tekuté. Bývají často tvořeny oxidickým jádrem a obálkou ze sulfidu [1]. Kulovitý tvar vměstků je nejpříjemnější, jelikož nejméně ovlivňuje mechanické vlastnosti oceli [6].

#### ➤ Vměstky II. typu

Vznikají rovněž v taveninách s vyšším obsahem aktivního kyslíku. V oceli dezoxidované hliníkem dochází k tvorbě oxidů hlinitých, s možným obsahem Fe [1, 2]. Síra obsažená v ocelích se ve fázích  $\text{Al}_2\text{O}_3$  nerozpouští, ale vylučuje se jako sulfid manganatý. K vylučování sulfidů dochází až ke konci tuhnutí v mezidendritických prostorech [1]. Tyto vměstky mají vyšší teplotu tání než ocel. Vměstky II. typu mají tvar plochých dendritů (Obr. 2), které se na metalografickém výbrusu jeví jako tenké protáhlé řetízky. Ostré hrany dendritů mohou způsobovat vznik lokální koncentrace vnitřního napětí a tím vést ke zhoršení vlastností oceli [6].



Obr. 1 Kulovitý oxisulfidický vměstek I. typu [7].



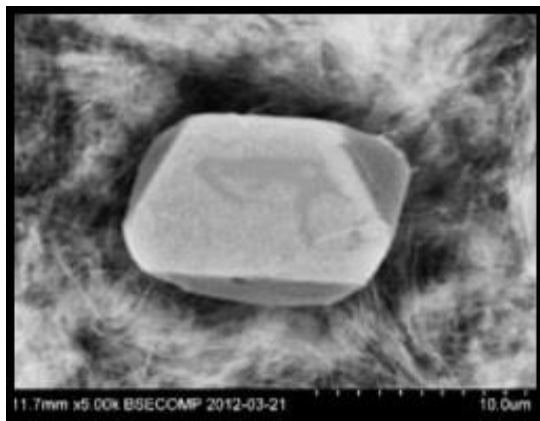
Obr. 2 Plochý dendrit vměstku MnS II. typu [7].

### ➤ Vměstky III. typu

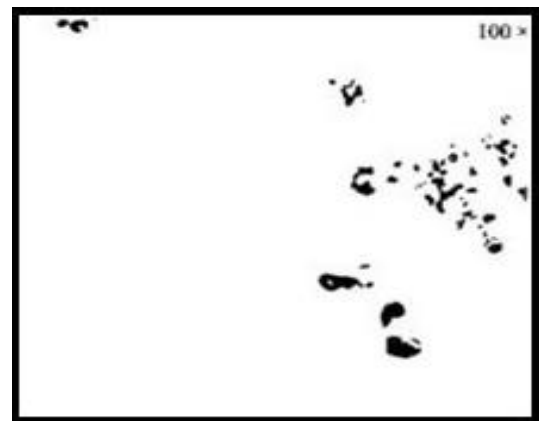
Jedná se především o čisté sulfidy manganu, ale také některé oxidy (např.  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). Vměstky tohoto typu se tvoří především u ocelí s vyšším obsahem uhlíku (nad cca 0,4% C). Oceli s nižším obsahem uhlíku většinou obsahují vměstky druhého i třetího typu zároveň. Vyskytují se spíše v taveninách s nižším obsahem aktivního kyslíku. Tyto vměstky tvoří homogenní, zpravidla hranaté, útvary (Obr. 4). Jedná se o silně nežádoucí tvary vměstků, jelikož svým hranatým tvarem značně oslabují hranice zrn a mají nepříznivý vliv na mechanické vlastnosti ocelí [1, 6].

### ➤ Vměstky IV. typu

Tvoří se v taveninách s nízkým obsahem aktivního kyslíku a s vysokým přebytkem dezoxidačních prvků [2]. Vytvářejí shluky velmi jemných vměstku (srostlice) a snižují houževnatost a plastické vlastnosti. Tyto vměstky vznikají například u ocelí s vyšším obsahem céru a vápníku [1]. Shluk vměstků IV. Typu lze vidět Obr. 5.



Obr. 3 Hranatý vměstek MnS III. typu [8].



Obr. 4 Shluk vměstků IV. typu (metalografický výbrus) [1].

### ➤ Vměstky Ib. typu

Jedná se o typ vměstku, který vzniká při kombinované dezoxidaci hliníkem a převážně vápníkem nebo prvky vzácných zemin (PVZ). Vznikají za podmínek, kdy oxidy, které tvoří eutektika s dezoxidačními prvky jsou při teplotě tavení oceli tekuté a mohou rozpouštět i síru. Tvoří se při nízké aktivitě kyslíku v tavenině ve formě kulovitých oxisulfidů. Nejčastěji se jedná o oxisulfidy na bázi Ca, S, O a jsou rozloženi mají obdobné jako vměstky I. typu. [1]

## 1.5 Vývoj nekovových vměstků

Aby bylo možné zlepšit mikročistotu oceli, tedy zmenšit finální obsah vytvořených nekovových vměstku, je nejprve nutné porozumět jejich vývoji a chování v tavenině. Vměstky vznikají, v tavenině nebo při tuhnutí oceli, překročením meze rozpustnosti a reakcemi příměsových prvku s prvky přítomnými v tavenině nebo vlivem vnější kontaminace. Nejběžnějším zdrojem nekovových vměstků jsou reakce s rozpuštěným kyslíkem v tavenině. U oceli na odlitky nastává škodlivý vliv porezity působením vzniklých plynů CO, a tudíž je prováděná dezoxidace taveniny (obvykle hliníkem nebo křemíkem). Jedná se o efektivní metodu snížení obsahu kyslíku, ale výsledkem dezoxidačních reakcí může být velké množství oxidických vměstků. Vývoj nekovových vměstků lze rozdělit na následující fáze: nukleace, růst a flotace. [9]

**Nukleace** nekovových vměstků vyžaduje chemické přesycení taveniny, které je ovlivněno afinitou aktivních prvků k nekovovým nečistotám (S, O, N) v tavenině, chemickým složením oceli, teplotou a dalšími faktory [9]. Nukleace je podmíněná termodynamickými procesy vzniku nové fáze ve fázi matečné. Síly působící mezi molekulami nové fáze musí být větší než působení síly fáze matečné. Podmínkou vyloučení stabilní nové fáze v roztoku je záporná změna volné entalpie soustavy [10]. Nad určitým kritickým poloměrem se úspěšně vytvoří stabilní jádro nové fáze, které následně může růst. **Růst** nekovových vměstků probíhá prostřednictvím různých mechanismů, kdy jedním z nejdůležitějších jevů je Ostwaldovo zrání, které je poháněno difuzí a termodynamickými podmínkami. Je to jev kdy se malé krystaly rozpouštějí a ukládají na krystaly větší [9]. Následně v důsledku rozdílné hustoty vměstků a taveniny dochází k **flotaci vměstků** (vyplouvání) a jejich absorpci ve strusce. Například oxidický vměstek typu  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , který je produktem dezoxidačních reakcí hliníkem má teplotu tavení  $2030\text{ }^\circ\text{C}$ , a tudíž se v tavenině bude vyskytovat jako tuhá fáze, která bude mít snahu z oceli vyplouvat určitou rychlostí. Flotace nekovových vměstků je nejlépe popsána Stokesovým zákonem (1.1), kde se rychlost vyplouvání cizí částice odvíjí od její velikosti a rozdílu hustoty (vměstku a taveniny). [1, 9]

$$v = \frac{2 \cdot (\rho_2 - \rho_1)}{9 \cdot \eta} \cdot g \cdot r^2 \quad (1.1)$$

$v$  – rychlost vyplouvání vměstku [ $\text{cm} \cdot \text{s}^{-1}$ ],

$r$  – poloměr částice [cm],

$\rho_1$  – hustota taveniny [ $\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ ],

$\rho_2$  – hustota vměstku [ $\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ ],

$\eta$  – viskozita taveniny [ $\text{g} \cdot \text{cm}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ ],

$g$  – tíhové zrychlení [ $981\text{ cm} \cdot \text{s}^{-2}$ ].

Vyplování vměstků menší velikosti vyžaduje příliš dlouhou dobu zpracování v pánvi s obvyklou hloubkou. Růst vměstků shlukováním tak významně napomáhá možnosti jejich vyplování. Pro vývoj vměstků jsou velmi důležité dva faktory: míchání lázně a flotace vměstků skrze stoupající bubliny (přichycení k bublinám CO nebo Ar). Míchání taveniny má velmi kladné účinky na shlukování vměstků a jejich transport do strusky. [4]

## 2 VLIV VMĚSTKŮ NA VLASTNOSTI OCELÍ

### 2.1 Působení vměstků v oceli

Nekovové inkluze jsou v ocelích nežádoucím prvkem a výrazně ovlivňují jejich vlastnosti. Působení vměstků, na vlastnosti ocelí, je dáno především jejich tvarem, vlastnostmi a jejich rozpořením. Vlivem rozdílného teplotního součinitele délkové roztažnosti vměstků a základní kovové matrice dochází, po ochlazení oceli, ke vzniku zvýšených místních pnutí [2, 13].

Důležitý je  **tvar vměstku**, jelikož ve značné míře ovlivňuje vznik místních napětí v oceli. Při tahovém zatížení oceli můžeme pozorovat nerovnoměrnost deformace základní matrice a cizí částice. Se zvyšující se plastickou deformací ocelového výrobku roste rozdíl mezi celkovou deformací a deformací u rohu vměstku, kde se tvoří největší koncentrace napětí. Po nárůstu zpevnění a prodloužení matrice je možné, že vměstek praskne nebo se poruší jeho soudržnost s matricí a vytvoří se dutinka [2]. Ve srovnání s vměstkem kulovitého tvaru, nastávají větší změny koncentrace napětí u hranatých vměstků či dendritů. Ostré hrany a rohy těchto vměstků, mohou způsobit lokální koncentraci vnitřního napětí a tím značně snížit mechanické vlastnosti ocelového výrobku [6]. U hranatých vměstků dochází, z důvodu vyšší koncentrace napětí, ke snazší dekohezi od ocelové matrice [11]. Vysoké špičky napětí vznikají v okolí vměstků, které mají nižší hodnotu teplotního součinitele délkové roztažnosti  $\alpha$  než ocel. Hodnota teplotního součinitele délkové roztažnosti je různých u typů ocelí odlišná, ale průměrná uváděná hodnota je  $12 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . Z Tab. 1 lze vidět, že nejnižší hodnotu  $\alpha$  má  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , a naopak největší má MnS či FeS. Vměstky s vyšší hodnotou modulu pružnosti E působí většinou na koncentraci napětí méně než vměstky s nižší hodnotou E [2].

Signifikantně menší škodlivý vliv nastane u tvárného materiálu, který se do lomu přetváří a svou vysokou plasticitou odbourává špičky napětí v okolí vměstků. Působení rozdílné teplotní délkové roztažnosti a tvarového účinku se výrazně projevuje na ocelích s nízkou plasticitou a vysokou mezí kluzu. Při nízké plasticitě může u oceli, i při malé vadě, nastat předčasný lom. Vznik lomu se odvíjí od velikosti a vlastností daného vměstku. Velikost vměstku musí překročit kritickou velikost vady, která se liší podle vlastností daného materiálu [2].

Tab. 1 Hodnoty středního teplotního součinitele délkové roztažnosti, modulu pružnosti a tvrdosti pro určité typy vměstků, podle [2, 13, 14].

Typ vměstku	Sloučenina	Teplotní součinitel délkové roztažnosti ( $0 \div 800 \text{ }^\circ\text{C}$ ) $\alpha \cdot 10^{-6} \text{ (K}^{-1}\text{)}$	Modul pružnosti E (GPa)	Tvrdost HV
Sulfidy	FeS	18,1	47,6 95,2	160 $\div$ 240
	MnS	18,1		190
	CaS	14,7		240
Hlinitany vápenaté	CaO . 6Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	8,8	77,9	1500 $\div$ 1800
	CaO . 2Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	5,0		870
Hlinitany tvárné	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	8,0	262	2000 $\div$ 2400
	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	7,9		1500 $\div$ 1700
Spinely	MgO . Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	8,4	186,9	1700 $\div$ 1750
	MnO . Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	8,0		
Křemičitany	3Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> . 2SiO <sub>2</sub>	5,0	172,4	1500
	CaO . Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> . 2SiO <sub>2</sub>	5,5		860 $\div$ 880
	2FeO . SiO <sub>2</sub>			
Nitridy	TiN	9,4	218,5	3400 $\div$ 3500
Oxidy	MnO	14,1	122,7	280
	MgO	13,5	208,9	1270
	FeO	14,2	124,1	430
	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	12,2	151,7	1275
Čisté železo	-	$\approx$ 14,5	204	45 $\div$ 55 HB
Uhlíková ocel [14]	-	12,2	210	-
Austenitická korozivzdorná ocel 304 [13]	-	17,2	193	-

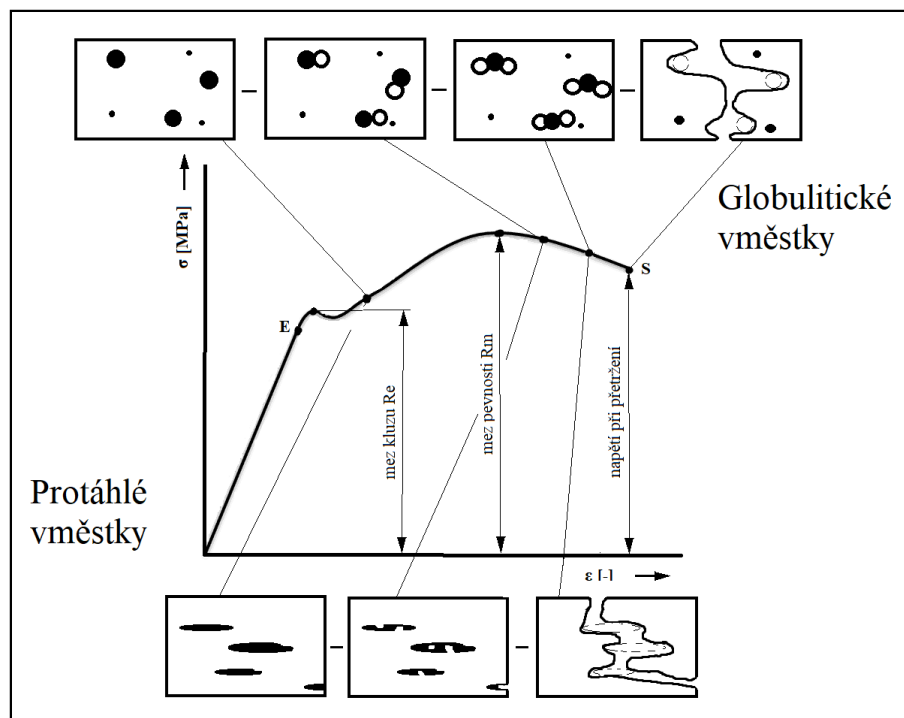
Vměstky rovněž mohou způsobovat **anizotropii** vlastností oceli. U oceli s obsahem sulfidů se vyskytuje anizotropie vlastností u kontrakce, tažnosti, lomové a vrubové houževnatosti. Důvodem je obsah tvárných sulfidů, například MnS, které se při tváření oceli deformují. Hrubé a protáhle městky MnS jsou hlavním faktorem zodpovědným za anizotropii tažnosti a vrubové houževnatosti válcovaných desek [2]. Od určitého obsahu síry se rozdíl mezi hodnotami v podélném a příčném směru již nemění. Z toho důvodu je žádoucí určitý obsah síry v oceli (pod 0,008 %), jelikož napomáhá k izotropním vlastnostem. Volba místa a směru odběru vzorku je důležitá, jelikož má velký vliv na naměřené hodnoty [2, 12].

## 2.2 Vliv vměstků na mechanické vlastnosti ocelí

Vliv vměstků na mechanické vlastnosti ocelí je dán působením vnějších sil. Uvažovanými parametry jsou pevnost v tahu, vrubová houževnatost a únavové vlastnosti. Mechanické vlastnosti mohou být ovlivněny typy, tvary, velikostí, množstvím i rozpořádáním vměstků a jejich fyzikálními vlastnostmi vzhledem k matici.

### 2.2.1 Působení vměstků při statickém zatížení

Chování oceli během statického zatěžování se dobře ozřejmí na tahovém diagramu napětí  $\sigma$  a deformace  $\varepsilon$  (tahový diagram s výraznou mezí kluzu lze vidět na obr. 5). Při napětí do hodnoty *meze kluzu*  $R_e$  probíhá v oceli jen elastická deformace (nedochází k trvalému prodloužení). U materiálu bez výrazné meze kluzu se určuje tzv. smluvní mez kluzu  $R_{p0,2}$ , která odpovídá napětí, při kterém je plastické prodloužení rovno 0,2% měřené délky. Od meze kluzu do *meze pevnosti*  $R_m$  (maximální hodnota napětí, při které ještě není porušena celistvost materiálu) dochází k plastické deformaci (trvalému prodloužení). Elastická deformace je homogenního charakteru a deformuje se celý objem zatěžovaného tělesa. Oproti tomu při plastické deformaci dochází k větší deformaci v místech se strukturální heterogenitou (např. přítomností vměstků), která jsou vůči zatížení méně odolná. V těchto místech může následně docházet k tvorbě krčku [5].



Obr. 5 Znárodnění rozdílného chování protáhlých a globulitických vměstků u tahové zkoušky, podle [2].

Po překročení maximální hodnoty napětí  $R_m$  je deformace doprovázená poklesem rovnoměrného napětí a zvýšením napětí v oblasti krčku a následným přetržením [15]. Jelikož u křehkých materiálů dochází k malé plastické deformaci, tak napětí při přetržení odpovídá hodnotě  $R_m$ . Chování oceli se odvíjí především od teploty, rychlosti zatěžování a struktury. Čím je vyšší teplota a pomalejší deformace tím houževnatěji se ocel chová. Přítomnost vměstku vede k místní koncentraci napětí, což má za následek rychlejší deformaci dané oblasti. [2]



Nad mezi kluzu, při plastické deformaci, dochází k praskání nebo oddělování vměstků od základní kovové matrice, což vede ke vzniku malých dutinek. U vměstků sulfidického typu dochází často k dekohezi od matrice. Následné spojení těchto dutinek má za následek vznik houževnatého lomu. Rozpoložení vměstku blízko u sebe je škodlivější, jelikož snáze dojde k propojení trhliny. Před vznikem houževnatého lomu dochází k vysoké lokální deformaci (krček), narozdíl od křehkého lomu, kde k vysoké deformaci nedochází. Vměstky mají vliv na tvorbu houževnatého i křehkého lomu. [2]

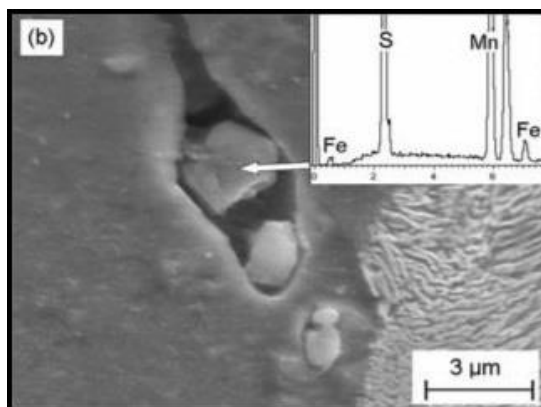
Vměstky protáhlého tvaru mají odlišný vliv na mechanické vlastnosti než vměstky globulární (Obr. 5). Protáhlé vměstky mohou být tvárné a způsobují vyšší pokles tažnosti, kontrakce a anizotropii vlastností oceli při tváření. Globulární vměstky jsou pevné, tvrdé a na anizotropii vliv nemají [3]. K porušení materiálu dochází rychleji u protáhlých sulfidických vměstků než u globulárních vměstků [11]. Dle práce [16] je příčná tažnost oceli ovlivněna více typem nekovového vměstku než jeho celkovým množstvím.

Zejména tvrdé oxidy, které tvoří účinné překážky pro pohyb dislokací v základní matici, vedou ke zpevňování matrice a zvýšení meze kluzu. Čím více překážek pro dislokace a čím blíže jsou u sebe, tím je větší zpevnění. Tvárné čisté kovy, které neobsahují cizí částice, mají zpravidla vysoké hodnoty kontrakce. Rostoucí množství vměstků, i například cementitu, kontrakci oceli snižují. [3]

### 2.2.2 Vrubová houževnatost

Vměstky ovlivňují vrubovou houževnatost při jednorázovém dynamickém zatěžování. Vrubová houževnatost je podíl spotřebované nárazové práce a původního nejmenšího příčného průřezu v místě vrubu. Měří se zkouškou rázem v ohybu.

Vliv vměstků na vrubovou houževnatost se hodnotí převážně dle veličin **tranzitních teplot** a **shelfovy energie** (maximální nárazové práce spojené s přeražením tyče). Nad horní tranzitní teplotou se ocel chová houževnatě a pod spodní tranzitní teplotou se naopak chová křehce. Vměstky obvykle neovlivňují hodnotu spodní tranzitní teploty, ale snižují shelfovou energii a mohou snižovat hodnotu horní tranzitní teploty [2]. Přítomnost například hranatých vměstků TiN ( $>1\mu\text{m}$ ) zvyšuje oblast tranzitních teplot oceli a vměstky MnS ve tvaru protáhlých řetízků, snižují hodnotu horní tranzitní teploty [12]. Podobně jako u tahové zkoušky, dochází u zkoušky rázem v ohybu k praskání či dekohezi vměstku od matrice, což může mít za následek vznik lomu v oblasti maximální nárazové práce. Při dekohezi protáhlejšího vměstku od základní matrice většinou dochází k poklesu napětí v jeho okolí, což vede ke snížení horní tranzitní teploty. Oproti globulárním vměstkům působí na vrubovou houževnatost hůře vměstky hranaté, jelikož u nich dochází k větší koncentraci napětí a snadněji se odlupují od základní matrice a také více snižují absorpci energie oceli [11]. Dekohezi hranatého vměstku od kovové matrice, který byl příčinou vzniku lomu lze vidět na Obr. 6. Naopak když vměstek praskne, vytvoří se zárodek trhliny a dojde ke zvýšení koncentrace napětí v jeho okolí. A to vede k šíření křehkého lomu a zvýšení horní tranzitní teploty. Bylo prokázáno, že počet vměstků, objemový zlomek a průměrný rozestup mezi nimi mají silný vliv na nárazovou energii absorbovanou při pokojové teplotě. Čím blíže jsou vměstky u sebe, tím nižší je absorbovaná energie oceli [12]. Zvýšení obsahu vměstků a jiné zhoršení mikročistoty oceli je vždy doprovázeno snížením shelfovy energie. Snížení obsahu vměstků v oceli může vést ke snížení přechodové oblasti oceli a zvýšení horní tranzitní teploty. [2]



Obr. 6 Přítomnost vměstku MnS v dutině praskliny, který vznikla nárazem Charpyho kladiva [12].

### 2.2.3 Vliv vměstků na únavové vlastnosti oceli

Únava materiálu vzniká vlivem cyklického dynamického zatížení, které může mít za následek vznik únavového lomu součásti. Vznik lomu se odvíjí od počtu zatěžovacích cyklů, od tvaru a velikosti součásti, jakosti povrchu a vlastností dané oceli. Únavové vlastnosti oceli jsou negativně ovlivněny přítomností vrubů, povrchových vad, oduhličení aj. Metalografickým vyšetřením bylo zjištěno, že vměstky větších velikostí, umístěné v blízké vzdálenosti od povrchu, mají významný vliv na nukleaci a šíření únavových trhlin (obr. 7), (obr. 8). [2, 17]

Odolnost materiálu vůči iniciaci lomu, v případě výskytu trhliny je dána materiálovou konstantou, která se nazývá lomová houževnatost  $K_C$  a je dána vztahem (2.1) [15]:

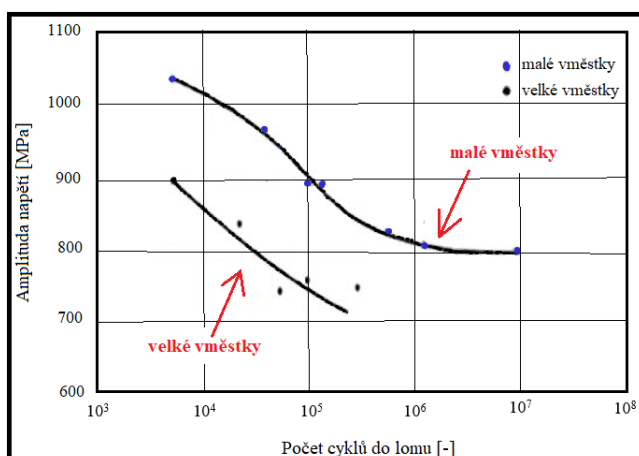
$$K_C = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (2.1)$$

$K_C$  – lomová houževnatost [ $\text{MPa} \cdot \text{m}^{0,5}$ ]

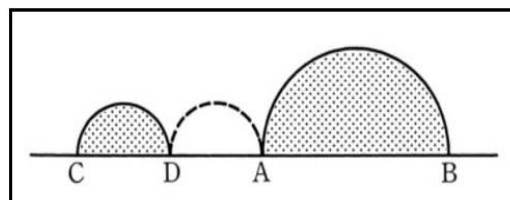
$\sigma$  – napětí [MPa]

$a$  – délka trhliny [m]

Vzniknou-li trhliny blízko u sebe nebo blízko povrchu, dochází k vyšší koncentraci napětí, než když se jedná o vzdálenější trhlínu. Platí zde pravidlo, že pokud je mezi dvěma trhlinami místo pro další trhlínu o stejné velikosti jako ta menší z nich, pak se lomová houževnatost  $K_C$  přibližně rovná té větší trhlině. Jestliže jsou však trhliny k sobě blíže, dochází k výraznému zvýšení intenzity napětí, může dojít k jejich sloučení a k iniciaci lomu v malém počtu zatěžovacích cyklů [18].



Obr. 7 Vliv velikosti vměstků na únavovou pevnost, podle [17].



Obr. 8 Interakce mezi sousedními trhlinami [18].

S rostoucí velikostí nekovového vměstků a s rostoucí pevností oceli  $R_m$ , roste vliv vměstků na iniciaci únavového lomu. Bylo zjištěno, že nejsilnější účinek vměstků nastává, když pevnost v tahu oceli překračuje hranici 1500 MPa. Míra vlivu vměstků na únavovou životnost oceli se výrazně liší dle typu daného vměstku. Obecně lze říct, že škodlivější vliv mají vměstky s ostrými hranami a většími rozměry. Avšak dle výzkumu [19] i vměstky menších velikostí, obvykle do 2  $\mu\text{m}$ , mají nepříznivý vliv na únavovou pevnost ocelí. Mezi škodlivější vměstky se řadí například netvárné hlinitany vápenaté a křehké oxidy hlinité, kvůli jejich větším rozměrům a výskytu ostrých hran. Naopak méně škodlivé jsou globulární sulfidy, jelikož jsou tvárnější a nemají ostré hrany. Oxidické vměstky, o velikosti větší než 20  $\mu\text{m}$ , bývají nejčastější příčinou iniciace únavového lomu. Jak již bylo zmíněno k lomu většinou dochází, když vměstek praskne nebo se oddělí od kovové matrice [2]. Nepříznivý vliv vměstků na únavové vlastnosti se odvíjí převážně od jejich rozměrů, méně už od jejich typu [20]. Značný rozdíl v teplotním součiniteli délkové roztažnosti základní matrice a vměstku, vede při ochlazování ke vzniku špiček napětí v okolí vměstku, což má nepříznivý vliv na únavové vlastnosti matrice. Nejméně škodlivé jsou v tomto ohledu sulfidy nebo FeO. Naopak negativně působí svou přítomností oxidy hlinité, spinely nebo hlinitany vápenaté, jelikož mají největší rozdíly v teplotní délkové roztažnosti (viz tab. 1). Vyskytuje-li se oxidický vměstek v kombinaci se sulfidem, ve formě komplexního oxisulfidického vměstku, jsou jeho negativní účinky zmírněny obálkou ze sulfidu. Protože sulfidy mají o něco větší teplotní délkovou roztažnost než oceli, dochází k eliminaci vlivu nízké teplotní délkové roztažnosti oxidů. Z toho vyplývá, že nejhůře působí na únavovou pevnost oxidické vměstky, a to z důvodu větší velikosti, ostrých hran a značného rozdílu teplotní délkové roztažnosti mezi vměstkem a matricí. Sulfidické vměstky jsou méně škodlivé, bývají menších rozměrů než oxidy a jsou kulovitěho tvaru bez ostrých hran. [2, 19]

### 2.3 Vliv vměstků na obrobiteľnosť oceli

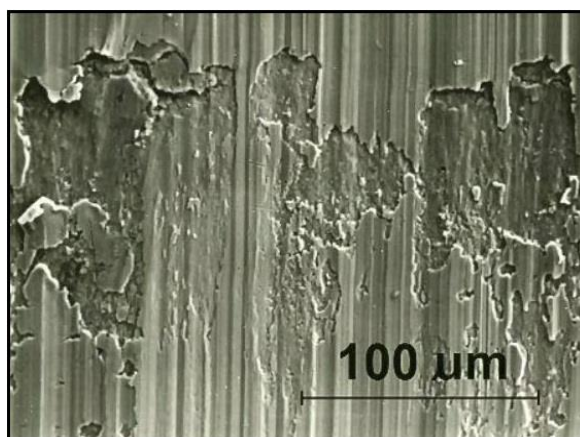
Výrobci ocelí dávají důraz na vysokou mikročistotu a malé množství vměstků, čímž výrazně zvyšují mechanické vlastnosti oceli. Avšak vměstky, převážně plastické sulfidy, jsou koncentrátory napětí a při obrábění zlepšují tvorbu a lámavost třísky. Ale plastické sulfidy také porušují integritu povrchu (obr. 9) [20].

Tab. 2 Porovnání tvrdosti a modulů pružnosti vměstků a základní matrice [22].

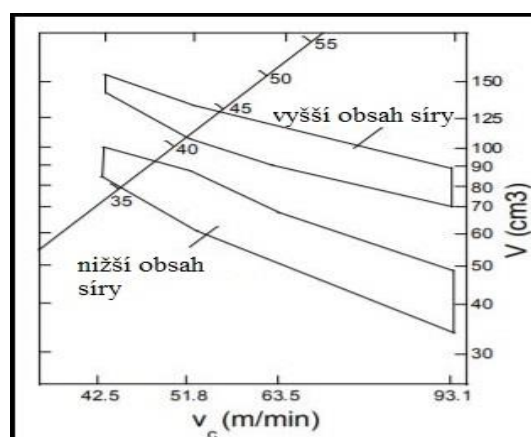
Typ oceli a vměstku	Tvrdost [GPa]	Modul pružnosti [GPa]	Tvrdost podle Vickerse
42CrMo-BN			
BN	0.267	6.354	
Matrice	2.419	183.5	255
AISI 1215			
MnS	0.406	12.12	100
Matrice	0.516	16.40	115
20CrMo-BN			
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	3.669	253.6	900 až 2500
Matrice	2.737	242.2	164

Pro zvýšení obrábělnosti ocelí se využívá převážně sulfidických vměstků MnS, ale obrábělnost může zvyšovat například také nitrid boritý (BN). Tvrdost BN je nižší než MnS a mnohem nižší než tvrdost matrice (Tab. 2). MnS i BN porušují celistvost matrice, kvůli jejich nižší tvrdosti mohou být příčinou vzniku vrubů a zároveň vedou ke zvýšené koncentraci a ovlivnění napětí v okolní matrice, což vede k snadnějšímu odlamování třísek [22]. Sulfidy MnS jsou tvárné a měkké, takže snižují tření mezi nástrojem a obráběným povrchem, čímž zvyšují jeho životnost. Materiály se značnou zásobou plasticity, např. měkké feritické oceli s nízkým obsahem C nebo austenitické oceli, se obtížně obrábí. U těchto ocelí dochází tradičně ke zlepšení obrábělnosti přidáním síry. Přidání síry, do některých ocelí, se obvykle pohybuje v rozmezí 0.08-0.13 hmot. % [8]. Síra následně tvoří další sulfidy MnS, ale je třeba brát zřetel i na množství manganu v oceli. Z Obr. 10 lze vidět, že objem odebraného materiálu, při dané řezné rychlosti, z oceli s vyšším obsahem sulfidů, je podstatně větší než u oceli s nižším obsahem síry. Vysoký obsah síry má ale negativní vliv na mechanické vlastnosti, např. snížení houževnatosti či ztráta plasticity, což se dá zlepšit třeba modifikací sulfidů přidáním Ca nebo KVZ (kovy vzácných zemin). [8]

Naopak oxidické vměstky (například Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) jsou kvůli své vysoké tvrdosti při obrábění nežádoucí. Jejich tvrdost je vyšší než tvrdost základní kovové matrice (tab. 2), čímž dochází k většímu otupení řezného nástroje. Opatření řezného nástroje může být zmírněno obálkou ze sulfidu kolem tvrdého vměstku (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiN) [2].



Obr. 9 Vliv velikosti vměstků na únavovou pevnost, podle [20].



Obr. 10 Vliv obsahu síry na obrábělnost při frézování cementované oceli [8].

## 2.4 Vliv vměstků na tvařitelnost oceli

Negativní vliv vměstků na tvařitelnost oceli je dán tím, že svou přítomností zvyšují rychlost zpevňování matrice, což má za následek rychlejší vyčerpání plasticity při deformaci. A také malou soudržnost vměstku se základní matricí, co vede k obtékání částic základní kovovou hmotou a tím rychlejšímu vyčerpání plasticity [2]. Bylo pozorováno, že při tváření mají nejškodlivější vliv na ocel vměstky sulfidu manganatého, které velmi snižují hodnoty tvářecích vlastností, jako je tažnost nebo kontrakce [23]. Vměstky MnS mají také za následek anizotropii vlastností, což je nežádoucí hlavně při hlubokém tažení plechu či pásů.

Zvýšení obsahu síry za účelem lepší obrobitelnosti oceli, má za následek zvýšení křehké fáze MnS, čímž dochází k zhoršení tvařitelnosti materiálu a většímu riziku praskání křehké fáze, což může vést k dřívějšímu selhání součásti pod zatížením [2]. V práci [24] byl popsán vliv obsahu síry na tvařitelnost oceli při příčném protlačování. Bylo zjištěno, že vzorky o vyšším obsahu síry (0,03%) mají menší tvařitelnost a snesou menší zátěž do selhání, než vzorky s nižším obsahem síry (0,008%). Vzorky s vyšším obsahem síry jsou relativně křehčí a mají nižší hodnoty kontrakce než vzorky, který obsahují méně síry.

## 2.5 Vliv vměstků na svařitelnost oceli

Vměstky se také vyskytují ve svarovém kovu a ovlivňují jeho vlastnosti podobně jako u oceli na odlitky. Mohou se do svaru dostávat z okolní atmosféry, ze základního svařovaného materiálu, ze strusky či z elektrody. Při obloukovém svařování v ochranné atmosféře či pod tavidlem se vměstky ve svarovém kovu objevují převážně ve tvaru komplexních globulárních oxidů, obsahujících Al, Si a Mn (někdy také Ti) [2, 25]. Oxidické vměstky mohou ve svaru zabírat značné objemové množství (0,1 – 1%). V takovém množství výrazně ovlivňují kvalitu svaru, mez únavové vytrvalosti a šíření únavové trhliny. Množství vměstků u vzorků svařovaných v ochranné atmosféře argonu, je trochu menší v porovnání se vzorky, svařovaných bez ochranné atmosféry, ale jejich velikost a chemické složení odlišné nejsou [25]. Shluky tvárných sulfidů mohou svou přítomností vést k lamelární trhlině ve svarovém kovu. Lamelární trhliny vznikají převážně u koutových svaru, jelikož zde dochází k tahovému namáhání ve směru kolmém (normálovém) k rovině válcování plechu. Přítomností plastických rozválcovaných sulfidů dochází k anizotropii vlastností v různých směrech [2, 26].

## 3 METODY SNÍŽENÍ OBSAHU VMĚSTKŮ

Tvorba nekovových vměstků během výroby oceli je nevyhnutelná a nikdy nejdou z oceli úplně odstranit, ale vhodnými procesy lze částečně předejít jejich vzniku a odstranit alespoň jejich část. Na množství nekovových vměstků v tavenině mají vliv metalurgické procesy k odstranění již vytvořených vměstku, ale i prevence proti jejich vzniku. Na vznik vměstků v oceli mají vliv kupříkladu tyto faktory:

### ➤ Vhodné sestavení vsázky

Kvalitní ocel rovněž potřebuje kvalitní vsázku. K výrobě oceli o velké chemické čistotě je třeba vhodně optimalizovat vsázku. Vsázku do pece obvykle tvoří ocelový odpad, ocelárenské surové železo, vratný materiál a někdy legující přísady. Základní surovinou je ocelový odpad, který vychází ekonomicky nejlépe, ale s jeho větším podílem roste koncentrace nežádoucích prvků v oceli. Je důležité obsah ocelového odpadu správně

vytřídit a minimalizovat obsah nečistot. Pro výrobu čisté oceli je nežádoucí zvýšený obsah doprovodných a stopových prvků jako P, S, Sn, Cu, As, Sb, Pb. Zvýšený obsah síry v ocelovém odpadu může mít například zlomková litina nebo automatová ocel. Naopak litina s kuličkovým grafitem je jako vsázkový materiál vhodná, jelikož neobsahuje více než 0,01% síry. [1, 27]

➤ **Vliv žáruvzdorné vyzdívky tavicího agregátu na vznik vměstků**

Eroze žáruvzdorné vyzdívky je běžným zdrojem velkých exogenních vměstků. Oceli vyrobené v tavicím agregátu se zásaditou vyzdívkou mají většinou větší houževnatost a lepší plastické vlastnosti, než když jsou vyrobené v kyselých pecích. Při výrobě oceli v agregátu se zásaditou vyzdívkou je v pánvi aktivita kyslíku nižší, a tudíž se méně tvoří oxidické vměstky. U kyselých pecí reaguje více hliník s kyslíkem, a tvoří se tedy větší počet částic  $Al_2O_3$ . Tavením v kysele peci dochází k větším propalům legujících prvků a ke změně množství i složení vměstků, jelikož se tvoří více oxidů s obsahem například  $SiO_2$ . Dochází k tvorbě velkého množství vměstků o velikosti do 5  $\mu m$ . Ocel tavená v agregátu s kyselou vyzdívkou má tedy vyšší obsah kyslíku a vměstků, což vede k nižší hodnotě nárazové práce. [1]

➤ **Vliv odlévání oceli na vznik nekovových vměstků**

Během odstátí taveniny v pánvi, odpichu z pece a následném tuhnutí odlitku oceli, probíhá proces reoxidace neboli sekundární oxidace. Ocel přijímá kyslík z okolí a následně se v ní snižuje obsah prvků s vysokou afinitou ke kyslíku. Tento proces má za následek vznik oxidických a oxisulfidických vměstků. Vměstky vznikající při reoxidaci oceli bývají, z důvodu poklesu teploty a reakční rychlosti, větších rozměrů než vměstky vznikající při primární dezoxidaci. Tyto cizí částice mají rovněž ztížené podmínky pro přechod do strusky. Reoxidace vede ke snížení mikročistoty oceli a tím ke zhoršení jejích vlastností. Tomuto procesu nelze úplně zabránit, ale určitými způsoby jej lze omezit. Na vznik vad při reoxidaci má vliv způsob odlévání, konstrukce vtokové soustavy, chemické složení dané oceli i typ použité formy a ostřiva. [1]

**Filtrace** taveniny je účinným prostředkem pro zvýšení mikročistoty oceli a odstranění vměstků. Filtry se umísťují do vtokových soustav co nejbližší dutiny formy. Jedním ze základních typů filtrů jsou ploché filtry, u kterých se tvoří jev, tzv. filtrační koláč, kdy dojde ke shluku větších vměstků na přední straně filtru, které následně zachytávají menší vměstky. Dalším hojně užívaným typem jsou filtry objemové, u kterých se využívá hloubkové filtrace, kdy dochází k adhezi vměstku v celém objemu filtru. Principem je přilnavost vměstků ke stěnám filtru a přilnavost mezi samotnými vměstky navzájem. Pozitivní vliv filtrace působí i na usměrnění toku taveniny, rozdělením proudu do několika samostatných proudů. Tím dochází k tvorbě laminárního proudění a omezení turbulence proudění, čímž je rovněž dosahováno menší reoxidace. Pro filtraci oceli se převážně používají pěnové keramické filtry na bázi  $Al_2O_3$  a  $ZrO_2$  nebo keramická licí sítká. [28, 29]

**Způsob odlévání** taveniny má rovněž vliv na míru reoxidace oceli, erozi formovacího materiálu a následnou tvorbu vměstků. Konstrukce vtokové soustavy je navrhována tak aby bylo dosaženo laminárního proudění bez turbulence kovu. Usměrněním proudu taveniny, například použitím výlevky s křížovým průřezem nebo filtru, se snižuje míra její reoxidace. Filtry umístěné ve vtokové soustavě napomáhají tvorbě laminárního proudění a tím zklidnění plnění dutiny formy. Dmýháním argonu okolo vytékající taveniny, lze taktéž omezit reoxidaci oceli. Tvorba oxidů při odlévání rovněž

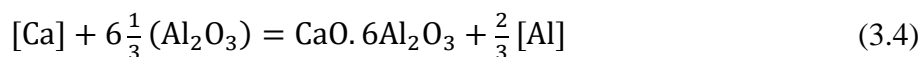
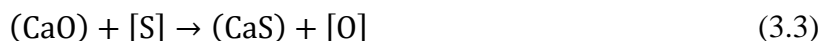
roste s nižší rychlostí lití taveniny do formy, jelikož dochází k delšímu styku taveniny a atmosféry ve formě. [1]

### 3.1 Modifikace vměstků

Jedním ze základních metalurgických pochodů pro zvýšení mikročistoty a tím zlepšení vlastnosti ocelí je modifikace. Modifikací vměstků v oceli lze dosáhnout změny jejich morfologie, ideálně na typ vměstků Ib, a tím zvýšení mechanických vlastností. Oxidy a sulfidy se modifikují přidáním vápníku nebo prvků vzácných zemin (PVZ). PVZ se k modifikaci většinou nepoužívají, jelikož nejsou tak účinné a tvoří sloučeniny s velkou měrnou hmotností, což má za následek pomalejší vyplouvání vměstků. K modifikaci ocelí se používá převážně přidání vápníku. Vápník se vyznačuje vysokou afinitou k síře a kyslíku. Je dokonce silnějším dezoxidovadlem než hliník. [1]

Vápník se do oceli vnáší nejčastěji injektáží pomocí plněných ocelářských profilů či injektáží prachového vápna tryskou. Přidává se převážně ve formě FeCa, jako kovový Ca nebo jako feroslitiny FeCaAl, FeCaSi. Vápník se, například z feroslitin, v tavenině odpařuje a tvoří plynné bubliny Ca. Aby mohl vápník dále reagovat, musí se v tavenině rozpustit [20]. Bylo prokázáno, že uhlík, hliník, křemík a nikl zvyšuje rozpustnost vápníku v oceli a chrom ji naopak snižuje [30].

Při dezoxidaci oceli hliníkem dochází k tvorbě vměstků oxidů hlinitých, které jsou škodlivé pro proces vyrábění oceli i finální produkt. Jelikož je teplota tavení oxidu hlinitého vyšší než teplota tavení oceli, může docházet k ucpávání tenkých trysek při lití oceli. Jedním z hlavních cílů je mít významnou část vměstků v kapalném stavu, aby se zabránilo ucpávání trysek při lití [23]. Modifikací vápníkem, který se po dezoxidaci přidává, dochází k reakci s  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Dochází k přeměně oxidu hlinitého na větší typ hlinitano-vápenatého vměstku  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ , s nižší teplotou tavení, který rychleji vyplouvá z taveniny do strusky. Vápník také reaguje se sírou vyskytující se ve formě sulfidů a dochází k tvorbě vměstků CaS, které tvoří oxisulfidy s jádrem z CaO a obálkou z CaS [1, 30, 31].



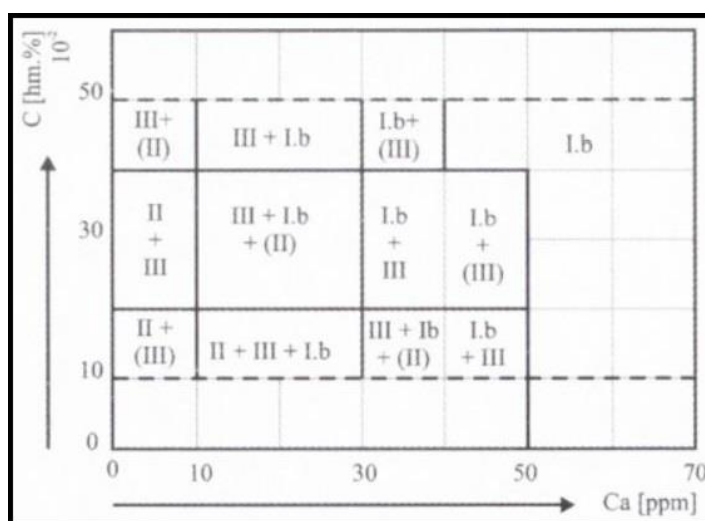
Na reakčních rovnicích vápníku, probíhajících v tavenině, lze vidět, jak reaguje se třemi základními složkami O, S, Al, které se vyskytují v oceli. Kdy reakce (3.1) až (3.3) popisují dezoxidaci a odsiřování vápníkem a reakce (3.4), (3.5) představují modifikaci hlinitých vměstku vápníkem [32].

Hampl, Odehnal a Smetana ve své práci [30] shrnují výhody zpracování oceli pomocí vápníku:

- rychlejší vyplouvání vměstků z taveniny do strusky,
- změna morfologie vměstků,
- zvýšení houževnatosti a plastických vlastností,
- minimalizace povrchových vad,
- zabránění vzniku lamelárních trhlin,
- zlepšení obrobitelnosti při vysokých řezných rychlostech,
- snížení rizika praskliny při ohřívání tepelně ovlivněné oblasti svarových spojů,
- zmenšení rozdílu mechanických vlastností v průřezu,
- obsah vápníku může také ovlivnit teplotu likvidu a solidu,
- zmenšení rizika ucpávání trysek vměstky  $\text{Al}_2\text{O}_3$  při kontinuálním liti, zlepšení tekutosti.

Množství vápníku přidaného do oceli se odvíjí od chemického složení dané oceli a hlavně od celkového obsahu kyslíku. Do dnešního dne je stále problematické určit celkový obsah kyslíku v momentě, kdy se má rozhodnout o množství přidávaného vápníku [4]. S přibývajícím obsahem vápníku v oceli se zvyšuje i obsah vápníku ve vměstcích a klesá v nich obsah hliníku a manganu. Při malém množství do 10 ppm má vápník vliv jen na zkracování délky vměstků II. typu. Při koncentraci vápníku v intervalu 11 až 30 ppm ve vměstcích k snižování obsahu manganu a hliníku a vměstky se vyskytují ve formě kratších sulfidů II. typu a objevují se globulární oxisulfidy typu Ib. Při obsahu vápníku v oceli mezi 30 až 40 ppm dochází k zmenšování vměstků a výskytu převážně ve formě oxisulfidů Ib. typu a ojedinělé sulfidů II. typu. Když koncentrace vápníku v oceli překročí hranici 50 ppm, všechny modifikované oxidy a sulfidy se budou vyskytovat ve formě menších globulárních oxisulfidů [1].

Modifikace typu vměstku je dán nejen obsahem vápníku, ale také obsahem uhlíku a síry. Na Obr.12 jde vidět jaký má uhlík vliv na vznikající typ vměstku. Sulfidické vměstky II. typu se tvoří více v ocelích s nižším obsahem uhlíku. Pro úplnou přeměnu vměstků na typ Ib a tím zvýšení houževnatosti oceli, je potřeba aby byl poměr Ca/S v oceli 0,3 a větší (poměr  $\text{Ca/S}=0,3$  odpovídá 0,015% síry a 0,0045% vápníku) [10].



Obr. 12 Vliv obsahu uhlíku a síry na typ vznikajícího vměstku [1].



### 3.2 Snížení obsahu vměstků za pomoci rafinace

Pomocí rafinace oceli lze dosáhnout snížení počtu oxidických i sulfidických vměstků, zlepšení podmínek k jejich odstranění a také k jejich modifikaci. Jedná se o mimopecní zpracovávání oceli a je zajišťováno mnoha druhy procesů sekundární metalurgie. Mezi vyhody sekundární metalurgie se řadí dezoxidace oceli, odsiřování, legování, teplotní i chemická homogenizace, modifikace vměstků, snížení obsahu plynů (H, N) nebo oduhličení. Různé metody rafinace nabízejí odlišné možnosti a přínos pro zvýšení mikročistoty oceli.

Způsoby rafinace oceli mimo tavící agregát, se dají rozdělit na [33]:

- Rafinace oceli dmýcháním inertních plynů (AP)
- Rafinace oceli použitím syntetické strusky
- Přidávání přísad do tekuté oceli
  - injektáž prachových přísad tryskou
  - injektáž ve formě plněného profilu
- Rafinace oceli ve vakuu
  - odplynění v pánvi
  - odplynění v komoře
  - odplynění v proudu
  - oxidační vakuování
- Příhřev oceli v pánvi
  - použitím elektrického oblouku při atmosférickém tlaku (LF)
  - použitím elektrického oblouku ve vakuu (VAD, ASEA-SKF)
- Oxidace směsí Ar–O<sub>2</sub> (AOD)

Dalšími kritérii k dělení sekundární metalurgie mohou být, zda zařízení umožňuje dmýchání inertních plynů, zda dochází k injektáži přísad do tekuté oceli, jestli zařízení umožňuje příhřev upravovaného kovu nebo zda proces probíhá v pánvi či konvertoru. V moderní sekundární metalurgii ovšem dochází často ke kombinaci jednotlivých postupů, které zajistí dosažení oceli požadovaných vlastností. Je proto nutné před výběrem vhodné varianty provést důkladnou ekonomicko-technickou analýzu. V tab. 3 jsou uvedeny některé možnosti a hodnoty vlivů jednotlivých postupů mimopecní rafinace na obsah oxidů a sulfidů. [1, 33]

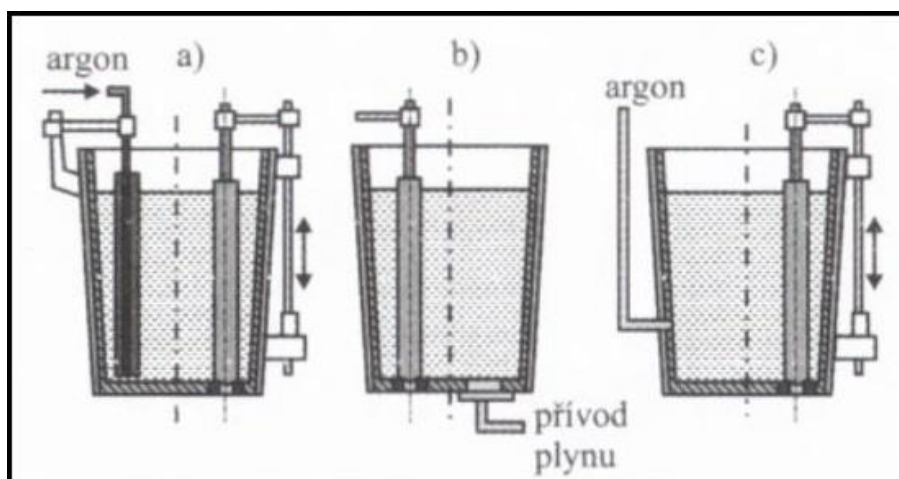
Tab. 3 Možnosti jednotlivých postupů sekundární metalurgie, podle [1].

Postup rafinace oceli		Změna obsahu prvku		Modifikace vměstků	Legování
		$\Delta S$ [%]	$\Delta O_2$ [%]		
Dmýchání inertních plynů	AP + struska	-50/-60	-50	Ne	Omezené
Přidávání přísad do tekuté oceli	IP-tryska	-50/-80	-50	Ano	Velký propal
	IP-profil	-50/-80	+/-	Ano	Vynikající
Ohřev oceli pod aktivní struskou	LF	-50	+	Ne	Vynikající
Oxidace směsí Ar-O	AOD	-70/-80	-50	Ne	Vynikající
Vakuové zpracování oceli	VAD	-70	-50	Ne	Vynikající
	VD	-70/-90	-50	Ne	Omezené
	RH	-	-50	ne	Vynikající

### 3.2.1 Rafinace oceli inertními plyny

Dmýchání inertních plynů je nejběžnějším a nejjednodušším procesem sekundární metalurgie. Principem rafinace oceli inertními plyny, označovaného jako AP (Argon Pouring), je dmýchání argonu přes porézní tvárnici do taveniny. Dmýchání argonu má pozitivní vliv na odstranění nežádoucích prvků z oceli. Porézní tvárnice, skrz kterou je argon dmýchán, může být v pánvi umístěna vícero způsoby, což je vyobrazeno na Obr. 13. Dmýcháním se především dosahuje chemické i tepelné homogenizace oceli. Dochází ke snížení obsahu plynů (H, N) v tavenině, v důsledku rozdílu koncentrace plynů v tavenině a v bublině argonu. To způsobí difuzi plynů do bublin argonu a jejich následné vyplouvání na povrch, odkud putují do atmosféry systému, kde jsou odstraněny. Odstranění plynů (H, N) dmýcháním argonu je možné pouze u zařízení, kde je lze udržovat teplotu taveniny (např. pec, konvertor, AOD). Snižování H, N dmýcháním Ar do pánve není možné, jelikož by se dmýcháním velkého množství argonu snižovala teplota v pánvi a ocel by začala tuhnout. AP může rovněž napomáhat promíchávání a rozpouštění syntetické strusky (odsíření). Dmýchání argonu také výrazně napomáhá vyplouvání vměstků z taveniny a jejich následnému pohlcování struskou. [1, 34]

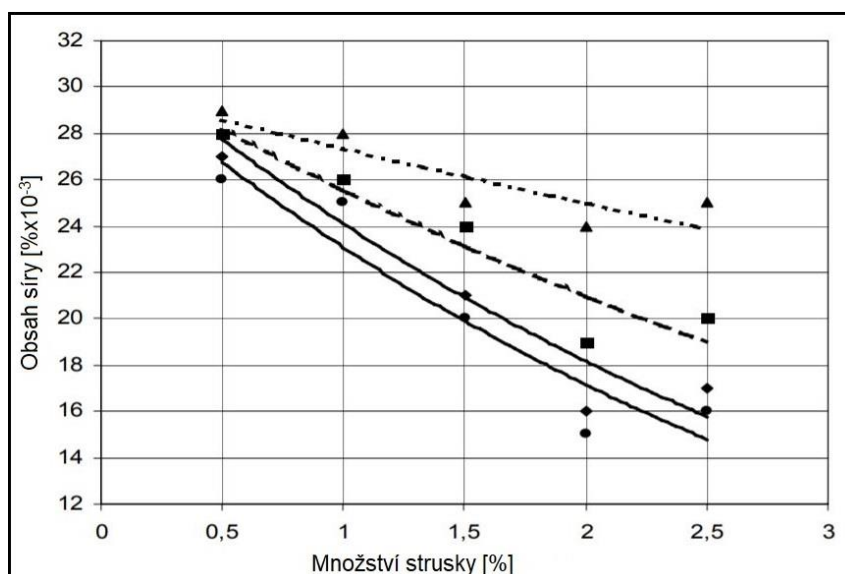
Pro snižování koncentrace vměstku je potřeba aby na hladině bylo dostatečné množství strusky, jelikož by mohlo při kontaktu hladiny s atmosférou dojít k oxidaci, což by mělo právě opačný efekt. Probublávání taveniny bublinami argonu výrazně napomáhá vyplavování vměstků z taveniny, jelikož dochází k přichycování vměstků k bublině Ar. Nekovové vměstky jsou vynášeny tokem kovu ke hladině na rozhraní struska–kov, kde jsou struskou absorbovány. Pevnost spojení vměstku s bublinou argonu je dána především velikostí plochy jejich spojení a povrchovým napětím oceli. Dmýchání argonu je hojně používáno díky své jednoduchosti, nízkým investičním nákladům a vysoké návratnosti a bývá nezbytnou součástí většiny ostatních metod mimopecní rafinace oceli. [1, 34, 35]



Obr. 13 Dmýchání argonu do pánve. a) dmýchání přes pomocnou zátkovou tyč b) dmýchání přes pórovitou opláštěvanou tvárnici ve dně pánve c) dmýchání přes prodyšnou tvárnici ve stěně pánve. [1].

### 3.2.2 Rafinace oceli za použití syntetické strusky

Zpracování oceli za použití syntetické strusky, je relativně levný a efektivní způsob snížení nekovových vměstků snížením obsahu kyslíku a síry. Výhodou této metody je možnost použití téměř v každém technologickém zpracování oceli. Syntetické strusky svým přidáním do pánve nebo pánvové pece zlepšují chemické i fyzikální vlastnosti pánvové strusky a urychlují její tvorbu. Nejvíce se používají zásadité syntetické strusky, jelikož u nich nastává prohlubování a zkracování procesu odsíření [34]. Z praxe bylo zjištěno, že neúčinnější strusky jsou ze systémů  $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{CaF}_2$ ,  $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{CaF}_2+\text{NaF}$ . Optimální poměr  $\text{CaO}$  a  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ve strusce je 2:1, což zajišťuje lepší odsíření oceli. Na Obr. 14 jde vidět, že větší množství oxidu vápenatého ve strusce typu  $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$  vede k lepšímu odsíření oceli a, že obsah síry v oceli exponenciálně klesá se zvyšujícím se množství syntetické strusky. [1, 34, 36]



Obr. 14 Vliv množství syntetické strusky na obsahu síry v oceli. Typ strusky  $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$  o obsahu: ▲ - 45%  $\text{CaO}$ , ■ - 50%  $\text{CaO}$ , ● - 55%  $\text{CaO}$ , ◆ - 60%  $\text{CaO}$ , podle [36].

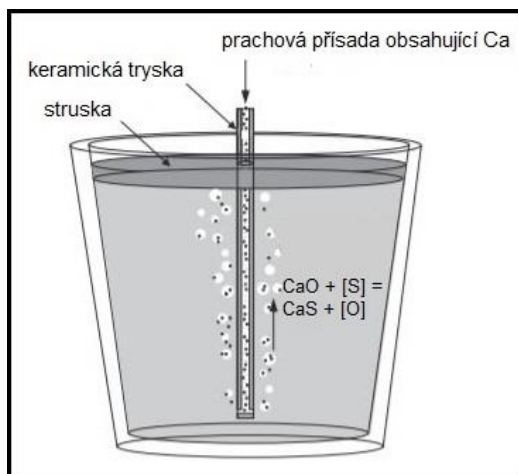
Podstata procesu je navázání kontaktu mezi struskou a taveninou na co největší ploše, což vede k lepšímu odsíření a deoxidaci. K zvětšení rozhraní struska-kov výrazně napomáhá promývání taveniny argonem. Struska se do pánve vhazuje zpravidla před odpichem a během odpichu se začíná dmýchat argon. Dojde ke zkapalnění syntetické strusky a následně do ní začínají vplouvat nekovové vměstky  $Al_2O_3$ , které se do strusky vstřebávají. V současnosti se syntetická struska do pánve přidává injektáží tryskou nebo plněným profilem. [1, 36]

### 3.2.3 Přidávání prachových přísad do tekuté oceli

Část sekundární metalurgie se zabývá injektáží prachových přísad do tekuté oceli. Hlavním cílem je primárně snížení obsahu síry a kyslíku, zvýšení mikročistoty, modifikace vměstků a přesné dolegování. Přidávání prachových přísad do oceli je možné dvěma způsoby:

#### ➤ Injektáž prachových přísad tryskou

Princip této technologie je založen na dmýchání přesného množství prachových přísad skrz keramickou trysku ponořenou do taveniny. Do taveniny v pánvi se obvykle dmýchají přísady obsahující vápník, jako jsou feroslitiny či silikokalcia, syntetické strusky na bázi  $CaO$  nebo případně taky nauhličovadla. Přísady se vstříkují hluboko do taveniny za pomoci argonu nebo dusíku jako nosného plynu. Následně dochází k odpařování vápníku ve formě bublin a jeho reakcím se sírou (obr. 15) [37]. Když aktivita kyslíku výrazně poklesne a aktivita síry je dostatečně vysoká dochází k tvorbě sulfidů vápenatých. Ideálně se všechny bubliny vyplouvající z taveniny přemění na sulfidy  $CaS$ . Je důležité, aby na hladině taveniny v pánvi byla struska a zabránilo se tak reoxidaci a tím i zhoršení podmínek pro odsíření. Dmýchání přísad obsahujících vápník také vede k modifikaci nekovových vměstku na typ 1b. [1, 37]

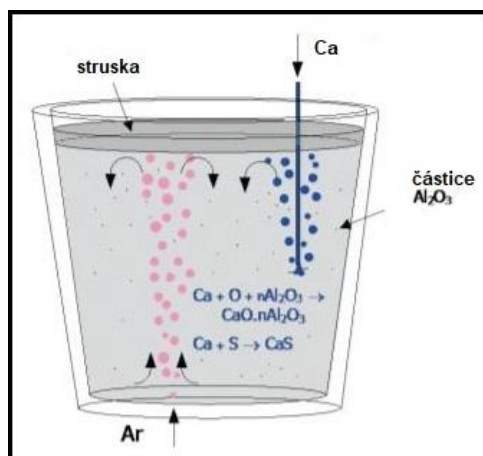


Obr. 15 Schématické znázornění odsíření dmýcháním syntetické strusky, podle [37].

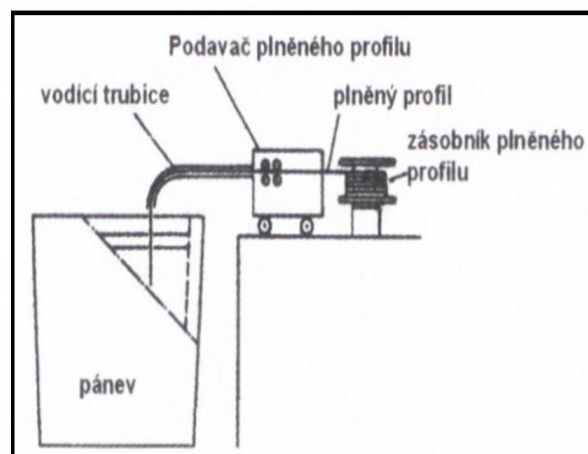
#### ➤ Injektáž pomocí plněného profilu

Plněným profilem je tenkostěnná trubička z ocelového plechu plněná přísadami k modifikaci vměstků ( $CaSi$ ,  $CaFe$ , atd.) nebo legujícími přísadami (feroslitiny). V evropském ocelářském průmyslu je nejpoužívanější průměr ocelové trubičky 13 mm, avšak používají se i jiné průměry (např. 9 mm, v USA 16 mm), z technických důvodů, jako je vysoká hustota přísady nebo je vyžadována nižší rychlost přidávání přísady. Tloušťka pláště plněného profilu se pohybuje od 0,4 do 1 mm [38]. Plněný profil se odvíjí z cívky a

je podavačem podáván přes vodící trubici do pánve (viz Obr. 17) [1]. Je nutné jej zavádět do oceli přes strusku takovou rychlostí, aby k natavení pláště a rozpuštění přísad došlo co nejloužeji v pánvi. Rychlost podávání profilu se pohybuje od 0,3 do 2 m.s<sup>-1</sup> [34]. V průběhu injektáže je do pánve dmýchán argon pro zajištění chemické homogenizace lázně. Plněný profil nesmí být zaváděn do pánve proti proudu dmýchání argonu, nýbrž po směru klesajícího proudu (Obr. 16) [37]. Stejným způsobem může být do pánve přiváděn i hliník na dezoxidaci oceli, ve formě hliníkového drátu (o průměru 3 až 10 mm) navinutého na cívku. [1, 34, 37]



Obr. 16 Schématické znázornění modifikace oceli za pomoci plněného profilu, podle [37].



Obr. 17 Schématické znázornění zařízení na injektáž plněného profilu [1].

Plněné profily jsou používány hlavně k modifikaci vměstku v oceli na typ 1b. Vzhledem k odpařování a nízké rozpustnosti vápníku v tekuté oceli je jeho využití poměrně nízké (9-11%). Modifikované vměstky vápníkem následně vyplouvají do strusky (Obr. 16). Doba mimopecního zpracování oceli v pánvi je hodně ovlivněna teplotou taveniny. Jelikož teplota oceli v pánvi bez ohřevu velice rychle klesá a tavenina by mohla začít tuhnout, lze ocel zpracovávat jen krátkou dobu (obvykle do 5 minut). [1, 34, 37]

### 3.2.4 Pánvová pec

Pánvová pec LF (Ladle Furnace) je jedním se základních prvků sekundární metalurgie a důležitou součástí všech moderních oceláren. Jedná se o agregát s příhřevem kovu elektrickým obloukem. Princip příhřevu pánvové pece je podobný jako u elektrické obloukové pece, takže často dochází k jejímu vzniku rekonstrukcí stávající elektrické obloukové pece [1]. Jedná se v principu o malou obloukovou pec s 8 až 25 MVA transformátorem, třemi elektrodami pro ohřev oblouku a pánvi [39]. Elektrický oblouk zajišťuje ohřev oceli na stabilní teplotu a dochází k míchání oceli dmýcháním inertního plynu (Ar), přes porézní tvárnici ve dně pánve, k zajištění homogenizace lázně. Většina LF může ohřívat ocel o cca 4° za minutu. [1, 34, 39]

Smysl LF spočívá v přesunutí redukční fáze a fáze dohotovení z EOP do pánve, což vede k větší výrobnosti pece. LF slouží primárně pro tavrny s vysokým vytížením a rovnoměrným odběrem oceli. Hlavním úkolem pánvové pece je homogenizace oceli a zvýšení mikročistoty. V pánvové peci dochází k hlubokému odsíření oceli (i pod 0,003% S) pomocí rafinační strusky. Dmýchání argonu do oceli vede k lepšímu vyplouvání nekovových vměstku a jejich odstranění a také zlepšuje podmínky pro odsíření. Pánvová

pec rovněž umožňuje přesné dolegování a mikrolegování oceli díky homogenitě lázně a přidání přesného množství legur. [1, 34]

### 3.3 Rafinace oceli ve vakuu

V současnosti nejvýznamnější metodou zvýšení mikročistoty oceli je rafinace při sníženém tlaku (ve vakuu). Zásadní vliv vakua na ocel se projevuje především metalurgickými reakcemi plynů v tavenině. Dochází ke snížení hladiny plynů v tavenině. Například obsah vodíku v tavenině, je možné ve vakuu snížit na méně než 2ppm. Snížení obsahu dusíku, během 20 minutového vakuování, se obvykle pohybuje mezi 15 až 30 % [39]. Důležitý proces probíhající ve vakuu je oduhlíčení a s ním spojena deoxidace oceli. Ve vakuu dochází ke snížení tlaku nad hladinou taveniny, což vede ke zvýšení aktivity uhlíku ke kyslíku. Mezi uhlíkem a kyslíkem, který se vyskytuje v tavenině i oxidických vměstcích, dochází k uhlíkové reakci za vzniku oxidu uhelnatého. Vznik oxidu uhelnatého lze popsat rovnicí (3.6) [34]:



Vzniklá plynná fáze oxidu uhelnatého je v tavenině nerozpustná a dochází k jejímu vylučování. Z prostoru nad taveninou je následně odsávána. Vakuovou rafinací oceli lze dosáhnout velmi nízkých obsahů uhlíku (v jednotkách ppm), nízkých obsahu plynů (N, H) a vysoké oxidické čistoty. Vakuování oceli probíhá v hermeticky uzavřené pánvi, v pánvi umístěné v kesonu, v tavící peci nebo v konvertoru. [1, 34, 39]

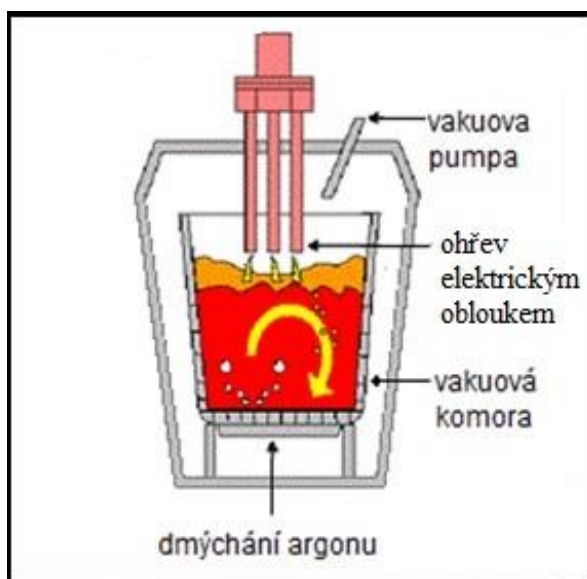
#### 3.3.1 VD

VD (Vacuum Degassing) patří mezi jednodušší metalurgické pochody a funguje na principu, kdy se roztavená ocel nalije do pánve, která se zaváže do podtlakové komory (kesonu). Keson se uzavře, utěsní víkem a následně dochází pomocí odsávacího systému (např. paroproudé vývěvy) ke snížení tlaku v komoře. Vakuování probíhá 10 až 15 minut při tlaku 2 až 4 kPa nebo nižším. Aby mohla být ocel vakuově zpracována musí být dostatečně předehřátá, jelikož VD postrádá vnější zdroj tepla. Míra předehřátí oceli se odvíjí od několika faktorů, jako je hmotnost tavby, množství legujících přísad, doba vakuování a jiné. Pro efektivnější zvýšení mikročistoty a homogenizaci lázně při vakuování, je skrz prodyšnou tvárnici ve dně pánve dmýchán argon. V metalurgické praxi dochází často k použití kombinovaných pochodu, kdy může pochod VD následovat po pochodech LF, AP nebo IP. [1, 34, 39]

Dmýchání argonu napomáhá vyplouvání vměstků a promíchávání taveniny tak, že se do kontaktu s povrchem lázně, kde je účinek vakua nejsilnější, neustále dostává nová ocel. Při vakuování dochází k uhlíkové reakci, kdy se tvoří skrze zvýšenou aktivitu uhlíku ke kyslíku bubliny oxidu uhelnatého, které stoupají roztavenou ocelí a podporují promíchávání. Vznikající oxid uhelnatý také výrazně snižuje obsah kyslíku, rozpuštěného v oceli nebo vázaného v oxidických vměstcích a také obsah vodíku a dusíku. Během vakuování lze ocel také dolegovat a provést hluboké odsíření syntetickou struskou. Na víku kesonu se vyskytuje násypka nebo dávkovač, který umožňuje přidání legujících prvků a strusky s desulfuračními účinky. Největší nevýhodou pochodu VD je výrazný pokles teploty od zahájení odplyňovacího procesu až do konce. To vedlo k vývoji pochodu VAD, který umožňuje ohřev taveniny elektrickým obloukem k udržení specifické teploty uvnitř vakuové komory. [1, 34, 40]

### 3.3.2 VAD

Vakuová technologie VAD (Vacuum Arc Degassing) umožňuje mimo vakuování i ohřev roztavené oceli pomocí elektrického oblouku. Komora VAD je obdobná jako u jednotky pánve VD s výjimkou upraveného víka, které umožňuje vložení elektrod do taveniny (viz. Obr. 18). Roztavená ocel je čerpána z primární tavící jednotky do přehřáté pánve umístěné ve vakuové komoře. Dmýchání argonu pro homogenizaci lázně začíná hned ve chvíli, kdy se ocel dostane do pánve a pokračuje po celou dobu pochodu. Po naplnění pánve a utěsnění víka následuje proces vakuování. Pro odplynění oceli a deoxidaci se snižuje tlak v komoře pod cca 130 Pa (1 Torr). Ohřev taveniny neprobíhá neustále, ale jen v případě potřeby. Před zahájením ohřevu je nutné zvýšit tlak v komoře na cca 20 kPa (150 Torr) a ohřev probíhá rychlostí 3 až 5 °C/min. [1, 41]



Obr. 18 Schéma zařízení VAD, podle [42].

Možnosti zpracovávání oceli pochodem VAD jsou velmi obdobné jako u pochodu VOD (*Vacuum Oxygen Decarburisation*), jehož hlavním úkolem je oduhličení oceli kyslíkem, který je dmýchán na hladinu taveniny. Při pochodu VAD lze dosáhnout dezoxidace, odsíření, oduhličení i odplynění oceli. Zařízení VAD může obsahovat kyslíkovou trysku, injektážní trysku prachových přísad nebo podávač plněných profilů. Ocel je možné ve vakuu dezoxidovat přísadou uhlíku, důsledkem nízkého tlaku, který zvyšuje afinitu uhlíku ke kyslíku (mimo vakuum se dezoxidace oceli uhlíkem nepoužívá). K odsíření taveniny se často přidává rafinační struska (obvykle 1,5 až 2% hmotnosti vsázky). Obsah síry lze snížit pod hodnotu 0,005% síry, což představuje 80-90% odstranění síry [43]. Pokud je potřeba ocel oduhličit, jedná-li se například o korozivzdornou ocel, lze použít dmýchání kyslíku na hladinu kovu. Zpracováním oceli na VAD dochází také ke snížení obsahu vodíku a nekovových vměstků. Snížení koncentrace vodíku (na hodnotu 1,5 ppm [43]) je zapříčiněno hlavně argonem proudícím taveninou, který společně s tvořícím se oxidem uhelnatým podporuje také flotaci nekovových vměstků. [1, 41, 43]

### 3.3.3 ASEA-SKF

Tento pochod vakuového zpracování je podobný pochodu VAD, který také využívá ohřev elektrickým obloukem k vyvarování se velkému poklesu teploty taveniny. Na rozdíl od pochodu VAD, používá ASEA-SKF dvě oddělené stanice pro obloukový ohřev taveniny a pro proces vakuování. Pánev s taveninou se pohybuje mezi stanicemi a je uzavřena dvěma odlišnými kryty. Funkci míchání a homogenizaci taveniny zde, namísto argonu, zastává indukční míchání lázně. Možnosti zvýšení mikročistoty a odplynění oceli jsou zde obdobné jako u pochodu VAD. [1, 30]

### 3.3.4 Vakuové indukční pece

Proces vakuového indukčního tavení je v dnešní době základem technologie výroby kvalitních ocelí. Indukční tavení je rychlé a efektivní. V indukční peci se vsázka taví a ohřívá elektrickým proudem generovaným elektromagnetickým polem. Hlavní výhodou indukčního tavení je indukční míchání taveniny. Proces tavení při sníženém tlaku probíhá v indukční peci s žáruvzdornou výduskou, nebo v kelímku uvnitř indukční cívky chlazené vodou. Indukční pec je připojena ke zdroji střídavého proudu s frekvencí a výkonem korelujícími s velikostí pece a taveným materiálem [44]. Induktor i tavící kelímek jsou umístěny ve vodou chlazené ocelové komoře, ve které dochází k vakuování pomocí série vývěv. Vakuové indukční pece (VIP) se používají převážně k přetavování oceli na požadované chemické složení. [1, 45, 46]

Rozlišují se dva typy vakuových indukčních pecí [1]:

- Pece jednokomorové – Jedná se o pece, kdy se tavení a odlévání nachází ve stejné komoře. Po každém lití dochází k zavzdušnění komory a s novou vsázkou je ji třeba znova vakuovat (Obr. 19).
- Pece dvoukomorové – U tohoto typu pecí je prostor tavení oddělen od prostoru odlévání. Díky tomu je oblast, kde probíhá tavení neustále vakuována. Dvoukomorové systémy bývají uspořádány vertikálně nebo horizontálně.

Vakuové indukční pece mohou být menších velikostí (obsah taveniny cca 100kg), které se převážně používají k výzkumu nových slitin a procesů. Příklad této pece a postup tavení na ni lze vidět v experimentální části ve 4. kapitole (viz Obr. 21). VIP však mohou dosahovat větších velikostí pro zpracování obsahu taveniny od 1 do 30 tun (viz Obr. 20). Jako odsávací systémy nejsou používány typické paroproudé vývěvy, ale používají se olejové rotační vývěvy, bezolejové šroubové vývěvy a Rootsova dmýchadla (u větších pecí v rozsahu  $1 \cdot 10^{-3}$  mbar) [44]. Odlévání taveniny na VIP probíhá na vzduchu nebo lze odlévat ve vakuu, v atmosféře inertního plynu nebo s použitím jiných technologií odlévání jako je kontinuální lití a tím snížit reoxidaci litého kovu a zlepšit vlastností materiálu. Příklad menší VIP s odléváním ve vakuu nebo inertní atmosféře lze najít ve 4. kapitole (experimentální část) na Obr. 27. Všechny typy VIP umožňují efektivní výrobu pokročilých ocelí a speciálních litin odlévaných ve formě ingotů pro tvářené výrobky, elektrod pro přetavení a tyčí. [44, 47]





Obr. 19 Jednokomorová vakuová indukční pec VIM-F společnosti ALD Vacuum Technologies [47].

Tavenina se rafinuje ve vakuu a upravuje se chemické složení dokud není dosaženo požadovaného chemického složení. Primárním procesem zlepšení mikročistoty taveniny je odplynění a odstranění kyslíku obsaženého v tavenině pomocí uhlíkové reakce za vzniku oxidu uhelnatého (CO). V důsledku reakce s oxidem uhelnatým dochází k intenzivní ztrátě dusíku a v nižším rozsahu k teoretické ztrátě síry, která může v reakci s CO tvořit oxidy siřičité (SO<sub>2</sub>). Je také možné dosáhnout snížení obsahu vodíku pod 1 ppm. K dosažení velice nízkých hodnot obsahu uhlíku je vakuování prováděno za velmi nízkých tlaků. K homogenizaci taveniny a snadnějšímu vyplouvání potenciálních vměstků se používá dmýchání argonu přes porézní tvárnici ve dně pece. Avšak dmýchání argonu spodem pece může vést k oddělování částic z pecní vyzdívky. Z toho důvodu lze dosáhnout větší mikročistoty indukčním mícháním, jelikož dochází k míchání a homogenizaci taveniny v celém průřezu, což napomáhá lepšímu odplynění a flotaci vměstků. [1, 45]

Vakuové indukční tavení je nepostradatelné při výrobě speciálních slitin, které se kvůli jejich reaktivitě s kyslíkem v atmosféře musí tavit ve vakuu nebo v atmosféře inertního plynu [47]. Vakuovým indukčním tavením lze zpracovávat téměř jakékoliv typy slitin, například slitiny kobaltu pro použití v medicíně, korozivzdorné oceli, žárovevné slitiny niklu (legované hliníkem a titanem), slitiny o vysoké čistotě na bázi mědi, hliníku a křemíku a jiné [45, 47]. Jedinou nevýhodou je kontakt taveniny s žáruvzdorným kelímkem, jež může tavbu kontaminovat oxidickými vměstkami z vyzdívky [28].

## 4 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

### 4.1 Úvod

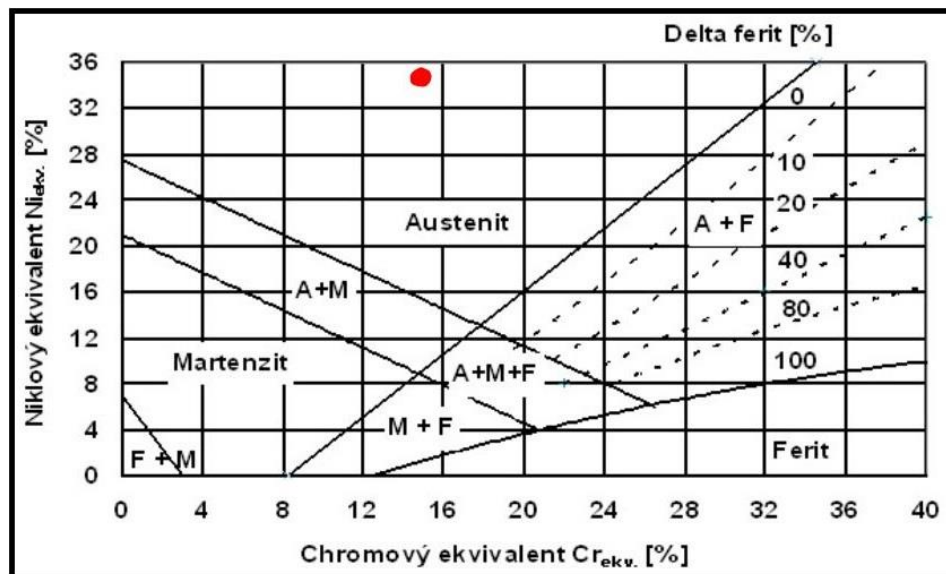
Cílem experimentální části bakalářské práce bylo posouzení mikročistoty a chemického složení oceli vyráběné na vakuové indukční peci s odléváním na vzduchu a ve vakuu.

Byl zvolen postup, kdy bylo nejprve provedeno tavení oceli ve vakuu s následným odléváním na vzduchu do ingotů. Následně byl z materiálu ingotů odebrány vzorky, které byly opět vakuově přetaveny, ale nyní již s odlitím ve vakuu. Byl sledován vliv dvojitého přetavení materiálu ve vakuu z hlediska obsahu plynů a mikročistoty.

### 4.2 Popis experimentu

Nejprve proběhlo tavení ve vakuové indukční peci CONSARC s následným odlitím na vzduchu. Byly provedeny 3 tavby stejné oceli s mírně odlišným chemickým složením, které bylo dáno požadavky zákazníka. Následně proběhla přetavba vzorku, odebraného z ingotu 1. tavby, na vakuové indukční peci Heraeus s tavením a odléváním ve vakuu.

Taveným materiálem byly ingoty oceli ChN35VT. Jedná se o chromniklovou žárupevnou ocel. Základními prvky této oceli jsou chrom a nikl, kdy obsah chromu je přibližně 15% a obsah niklu 35%. Dle Schaefflerova diagramu na Obr. 20 lze vidět, že použitá ocel odpovídá chemickému složení austenitické oceli. Na dolegování jednotlivých taveb byly dále používány tyto přísady: FeTi, FeW, FeCrN, FeSi, Ni, kovový Mn nebo kovový Cr.



Obr. 20 Schaefflerův diagram s červeným označením polohy použité oceli, podle [1].

#### 4.2.1 Vakuové tavení s odlitím na vzduchu

Tavby byly provedeny ve školní slévárně na VUT FSI. Tavení proběhlo za sníženého tlaku ve vakuové indukční peci CONSARC, o kapacitě kelímku 85kg (Obr. 22), s odlitím na vzduchu. Byla použita neutrální vyzdívka Wedorit FM 15 a během tavení byl do pece dmýchán argon přes porézní tvárnici ve dně pece. Vsázka byla tvořená vratným materiálem ChN35VT poskytnutým slévárnou firmy Žďas, a.s. Požadované chemické složení a výsledná analýza jednotlivých taveb jsou uvedeny v Tab. 4.



Obr. 21 Vakuová indukční pec Consarc (80 kg) ve slévárně na VUT FSI.

##### 4.2.1.1 Průběh tavení

Průběh tavení ve VIP a následné odlévání proběhlo obdobně pro všechny 3 tavby.

- do pece byla vložena vsázka, pec byla uzavřena víkem a proběhlo tavení ve vakuu při tlaku cca 350 mbar,
- do taveniny byly přidány struskotvorné přísady  $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$  v poměru 2:1,
- probíhalo vakuování po dobu 60 minut,
- během vakuování byl do pece porézní tvárnici dmýchán argon průtokem  $0,5 \text{ l} \cdot \text{min}^{-1}$ ,
- v průběhu tavby byly odebrány dva vzorky na analýzu chemické čistoty plynů, po roztavení oceli a po vakuování. V průběhu vakuového zpracování byla také dvakrát měřena teplota taveniny,
- minimální tlak v peci se pohyboval v rozmezí 20 až 40 mbar,

- po vakuování byl odebrán vzorek, pec byla napuštěná argonem a čekalo se na analýzu chemického složení,
- proběhlo dolegování dle požadovaného chemického složení a krátká homogenizace taveniny,
- tavba č. 1 byla dolegována FeTi a kovovým Mn,
- tavba č. 2 byla dolegována FeTi, kovovým Mn, kovovým Cr, FeCrN a FeW,
- tavba č. 3 byla dolegována FeTi, kovovým Mn, kovovým Cr, Ni, FeW a FeSi,
- odpich byl proveden při teplotě 1630 °C a lití do formy na vzduchu při teplotě 1520 °C.

Po ukončení tavby byl kov odlit do pánve a z každé tavby byl odlit zkušební válcový ingot. Zkušební ingoty byly rozkovány ve firmě ŽĐAS, a.s. Ze středové části válcových ingotů byly odebrány vzorky na analýzu mikročistoty, chemického složení a obsahů plynů.

#### 4.2.1.2 Hodnocení chemického složení

Analýza chemického složení jednotlivých taveb byla provedena v laboratoři firmy ŽĐAS, a.s. Vzorky z taveb pochází ze středové části kovaných ingotů.

V Tab. 4 je uvedeno požadované chemické složení a výsledné hodnoty chemického složení jednotlivých taveb. Koncentrace prvků v jednotlivých tavnách se liší dle požadavků zákazníka a jeho interní normy. Z analýzy vyplývá, že požadované chemické složení normou bylo téměř u všech prvků dodrženo. Pouze u první tavby byl obsah Si lehce vyšší než norma požaduje, což mohlo být způsobeno znečištěním taveniny vyzdívkou pece. Také obsah Ti u první a třetí tavby těsně nevyhovuje normě, což bylo způsobeno nepřesným dolegováním nebo důsledkem propalu. Celkově lze považovat dolegování taveb za úspěšné, jelikož se zde větší koncentrační odchylky od normy nevyskytují.

Tab. 4 Požadované chemické složení dle normy a výsledné chemické složení taveb [hm. %].

Prvek	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	Ti [%]	W [%]
<b>min</b>	-	1,0	0,4	-	-	14,0	34,0	-	1,1	2,8
<b>max</b>	0,12	2,0	0,6	0,025	0,015	17,0	38,0	-	1,7	3,6
<b>1. tavba</b>	0,10	1,36	0,64	0,020	0,005	14,35	34,85	0,08	1,09	2,98
<b>2. tavba</b>	0,09	1,5	0,55	0,019	0,006	14,9	36,3	0,07	1,73	3,50
<b>3. tavba</b>	0,06	1,41	0,42	0,014	0,007	15,0	36,0	0,05	1,64	3,50

#### 4.2.1.3 Hodnocení obsahu kyslíku a dusíku

Obsah plynů v jednotlivých tavnách byl měřen vždy dvakrát v průběhu tavby (po roztavení a ke konci vakuování) a následně z ingotů. Z taveniny byl odebrán křemennou trubičkou vzorek pro zjištění obsahu plynů po roztavení vsázky a po dokončení vakuování. Analýza vzorků z pece byla provedena ve školní slévárně na VUT FSI. Hodnocení vzorků z výkovků bylo provedeno v laboratoři firmy ŽĐAS. Naměřené obsahy plynů jsou vypsány v Tab. 5.

Tab. 5 Analýza obsahů plynů během tavení a z ingotů.

		O [%]	N [%]
1. Tavba	<b>Vzorek 1.1</b> (po roztavení)	0,00641	0,00383
	<b>Vzorek 1.2</b> (po vakuování)	0,00433	0,00517
	<b>Vzorek 1.3</b> (z odlitku)	<b>0,00420</b>	<b>0,00620</b>
2. Tavba	<b>Vzorek 2.1</b> (po roztavení)	0,00934	0,00674
	<b>Vzorek 2.2</b> (po vakuování)	0,01791	0,00691
	<b>Vzorek 2.3</b> (z odlitku)	<b>0,00410</b>	<b>0,00550</b>
3. Tavba	<b>Vzorek 3.1</b> (po roztavení)	0,01135	0,02249
	<b>Vzorek 3.2</b> (po vakuování)	0,01402	0,01443
	<b>Vzorek 3.3</b> (z odlitku)	<b>0,00360</b>	<b>0,00540</b>

V Tab. 5 jsou uvedeny obsahy kyslíku a dusíku měřeny ze vzorků odebraných v průběhu tavení a z ingotů. Výsledné hodnoty z ingotů ukazují poměrně nízké obsahy plynů O, N. Z čehož lze usuzovat, že postup vakuového zpracování i použití strusky bylo co se týče odplynění oceli velmi účinné. Obsah plynů u 1. tavby měřený z pece přibližně odpovídá obsahu měřenému z ingotu. Obsah dusíku se mírně zvýšil což se při odlévání na vzduchu dá očekávat. Avšak obsahy plynů 2. a 3. tavby z ingotu jsou podstatně nižší než obsahy měřené během tavení. Odběr plynů z pece tedy nebyl proveden správně, což pravděpodobně vedlo ke kontaminaci vzorků. Pro přesnější výsledky doporučuji do budoucna upravit přípravu vzorků před analýzou nebo změnit způsob odebírání vzorků.

U legovaných oceli je obtížné dosáhnout nízkých obsahů dusíku, jelikož jejich vysoký obsah legujících prvků jako je Cr, Ti, Mn s vysokou afinitou k dusíku zvyšuje jeho rozpustnost v oceli. Pro ilustraci zvýšení rozpustnosti N byl proveden výpočet maximální rozpustnosti dusíku v oceli 1. tavby při teplotě 1600 °C, chemickém složení dle Tab. 4 a při úvaze že je plynná atmosféra tvořena čistým dusíkem při tlaku 101325 Pa [48]:

Výpočet rozpustnosti dusíku v oceli:

$$[\%N]_{oc} = \frac{[\%N]_{Fe}}{f_N} \quad (4.1)$$

$[\%N]_{oc}$  – rozpustnost dusíku v oceli [%]

$[\%N]_{Fe}$  – rozpustnost dusíku v čistém železe [%]

$f_N$  – aktivitní koeficient dusíku v oceli

Maximální rozpustnost dusíku v čistém železe:

$$\log N = -\frac{850}{T} - 0,905 = -\frac{850}{1873,15} - 0,905 = -1,359 \quad (4.2)$$

$$\log N = -1,359 \rightarrow [\%N]_{Fe} = 0,04377 \% = 438 \text{ ppm} \quad (4.3)$$

Stanovení aktivitního koeficientu za pomoci interakčních koeficientů dle Tab. 6:

$$\log f_N = -1,0451 \rightarrow f_N = 0,092 \quad (4.3)$$

Maximální rozpustnost dusíku v oceli:

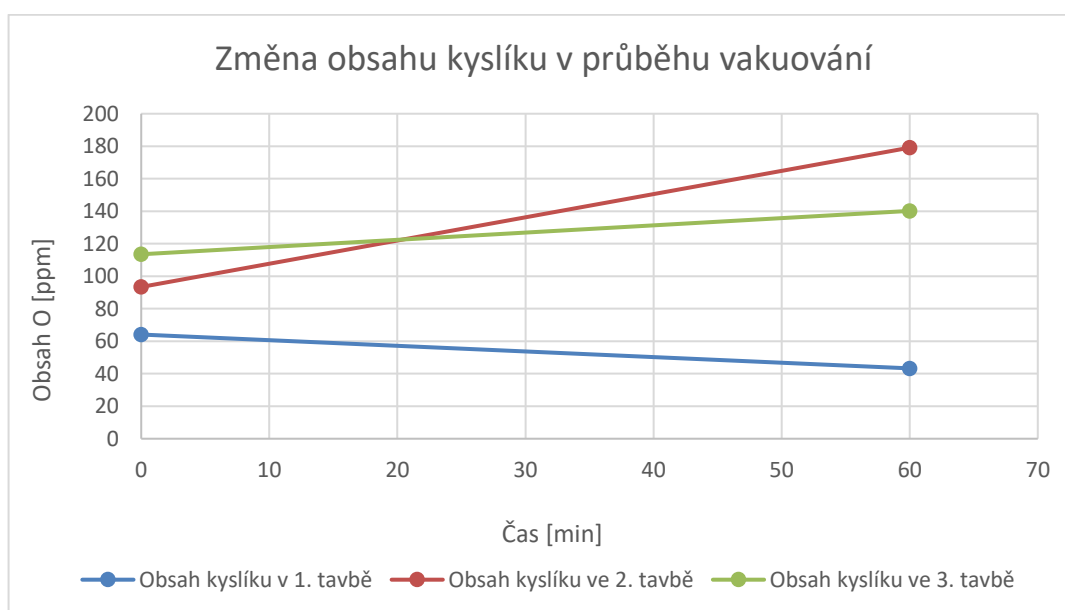
$$[\%N]_{oc} = \frac{[\%N]_{Fe}}{f_N} = \frac{438}{0,092} = 4761 \text{ ppm} = 0,4761 \% \quad (4.5)$$

Tab. 6 Interakční koeficienty dusíku v soustavě Fe-N-X při teplotě 1600 °C [48].

interakční koeficienty	$e_N^C \cdot 10^3$	$e_N^{Cr} \cdot 10^3$	$e_N^{Ni} \cdot 10^3$	$e_N^{Si} \cdot 10^3$	$e_N^{Mn} \cdot 10^3$	$e_N^{Mo} \cdot 10^3$	$e_N^S \cdot 10^3$	$e_N^P \cdot 10^3$
hodnoty	130	-42	10	47	-20	-11	7	45
interakční koeficienty	$e_N^{Nb} \cdot 10^3$	$e_N^V \cdot 10^3$	$e_N^{Ti} \cdot 10^3$	$e_N^{Co} \cdot 10^3$	$r_N^{Cr} \cdot 10^3$	$g_N^{Cr} \cdot 10^3$	$r_N^{Nb} \cdot 10^3$	-
hodnoty	-86	-94	-780	11	2,5	- 0,00057	19	-

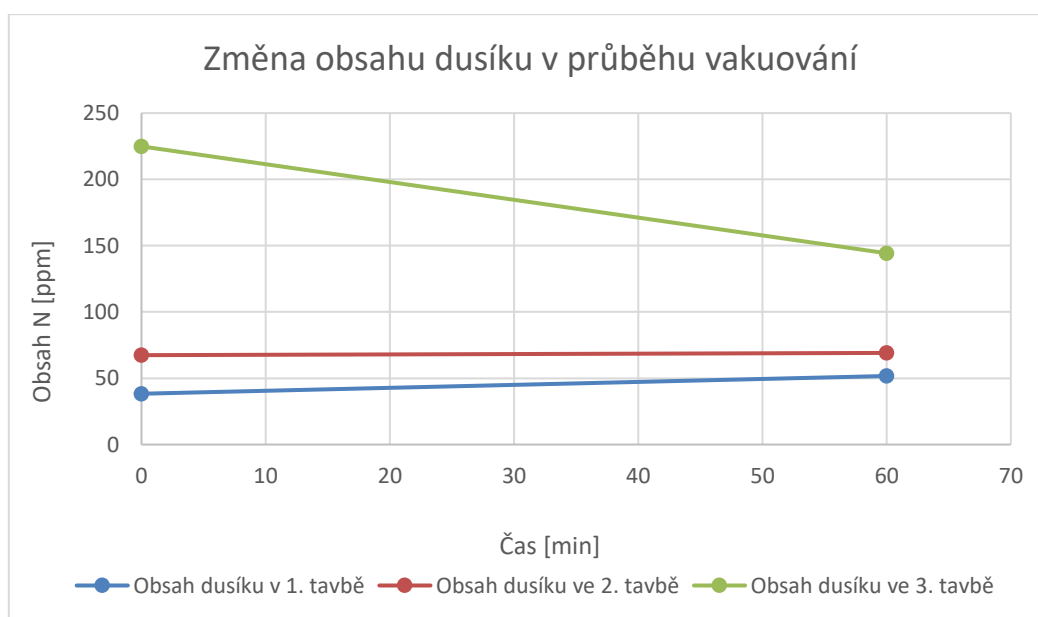
Dle výpočtu v rovnici (4.5) je maximální rozpustnost dusíku 4761 ppm. Vysoká maximální hodnota rozpustnosti je dána vysokým obsahem legujících prvků jako je Cr nebo Ti. Výsledná hodnota obsahu dusíku v 1. tavbě je 62 ppm což je 1,3% z maximální rozpustnosti N v tavenině při 1600 °C.

Graf na Obr. 22 ukazuje jak se měnil obsah kyslíku v tavenině v průběhu vakuování u všech tří taveb. Můžeme pozorovat, že při 1. tavbě docházelo k mírnému poklesu kyslíku. Obsah kyslíku během vakuování klesl o hodnotu 22 ppm. Při 2. a 3. tavbě však docházelo k nárůstu obsahu kyslíku během vakuování a zároveň jsou vidět velké rozdíly mezi obsahem O v tavenině po vakuování a v odlitku (Tab. 5). Ve 2. tavbě byl rozdíl mezi obsahem kyslíku v peci a v ingotu 138 ppm a ve 3. tavbě byl rozdíl 104 ppm. Jak již bylo výše zmíněno, velké rozdíly v obsahu byly pravděpodobně způsobeny kontaminací vzorků odebraných z pece a z toho důvodu je nutné upravit proces analýzy vzorku během tavení.



Obr. 22 Změna obsahu kyslíku v průběhu vakuování.

Na Obr. 23 můžeme pozorovat jak se během vakuování měnil obsah dusíku. V první tavbě měl obsah dusíku v průběhu vakuování tendenci stoupat. Obsah N se během vakuování zvýšil o 13,4 ppm, což bude pravděpodobně způsobeno špatným odběrem jednoho nebo obou vzorků z pece. V průběhu vakuování by mělo docházet k odplyňování, tudíž není možné aby se obsah N zvyšoval. U tavby č. 2 je vidět minimální nárůst obsahu N během vakuování (1,7 ppm), avšak analýza vzorku z ingotu ukazuje obsah dusíku o 14,1 ppm nižší než byl v peci po vakuování. Graf na Obr. 23 ukazuje pokles obsahu dusíku ve 3. tavbě avšak hodnoty plynů vyplývající ze vzorků odebraných během tavení, jsou řádově vyšší než hodnoty vzorků odebraných z ingotů (Tab. 5). Rozdíl v koncentracích N v peci a ingotu bude pravděpodobně způsoben kontaminací vzorků během odběru z pece. Pro přesnější výsledky doporučuji do budoucna upravit přípravu vzorků před analýzou nebo změnit způsob odebírání vzorků.



Obr. 23 Změna obsahu dusíku v průběhu vakuování.



#### 4.2.1.4 Hodnocení mikročistoty

Hodnocení mikročistoty vzorku bylo provedeno v laboratoři firmy ŽĎAS, a.s. dle normy ČSN 42 0471. Vzorky byly odebrány ze středové části rozkovaných ingotů. Mikročistota byla zkoumána mikroskopem NEOPHOT 32 s následnou obrazovou analýzou vměstků. V Tab. 7 jsou uvedeny všechny kontrolované typy vměstků.

Tab. 7 Analyzované typy vměstků

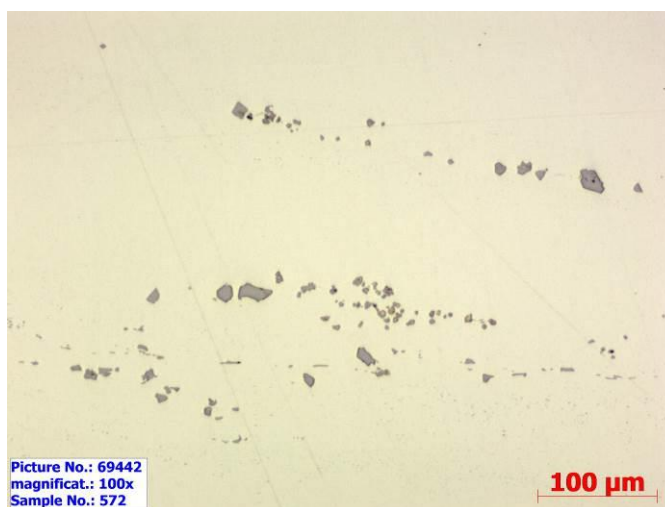
Typy vměstků	
<b>OŘ</b>	oxidy řádkové
<b>OB</b>	oxidy bodové
<b>S</b>	sulfidy
<b>KP</b>	křemičitany plastické
<b>KK</b>	křemičitany křehké
<b>KN</b>	křemičitany netvařitelné
<b>NŘ</b>	nitridy řádkové
<b>NB</b>	nitridy bodové

#### ➤ Mikročistota vzorku z 1. tavby

Tab. 8 Typy vměstků a maximální stupeň jejich výskytu ve vzorku 1. tavby

Typ vměstku	OŘ	OB	S	KP	KK	KN	Max. OŘ+KK+KP	NŘ	NB
Max. stupeň výskytu	0	0	2	0	0	0	0	3	1,5

V odlitku se vyskytují převážně nitridy a karbonitridy, řádkové i bodové a sulfidů (viz. Tab. 8). Výskyt nitridů a karbonitridů je odůvodněn přítomností legujících přísad, například Ti. Na Obr. 24 můžeme pozorovat vzniklé žluté nitridy titanu a světlé karbonitridy Cr, W, Mo. U oceli legovaných titanem dochází vždy k výskytu vyššího počtu nitridů. Sulfidy, které se ve vzorku vyskytují, lze na Obr. 24 pozorovat jako tenké protáhle řetízky, takže svou morfologií odpovídají sulfidům II. typu.



Obr. 24 Mikročistota vzorku z 1. tavby.

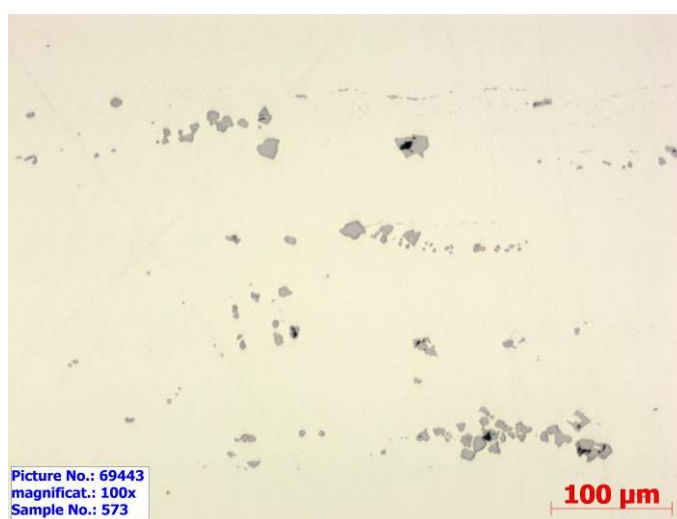


### ➤ Mikročistota vzorku z 2. tavby

Tab. 9 Typy vměstků a maximální stupeň jejich výskytu ve vzorku 2. tavby

Typ vměstku	OŘ	OB	S	KP	KK	KN	Max. OŘ+KK+KP	NŘ	NB
Max. stupeň výskytu	0	0	2,5	0	0	0	0	3	1,5

Analýza mikročistoty (Tab. 9) ukazuje, že se v odlitku vyskytují převážně nitridy a sulfidy II. typu. Nitridy či karbonitridy se ve vzorku vyskytují jak v bodové, tak v řádkové podobě. Jejich vznik je způsoben přítomností legujících prvků, jako je Ti. Na Obr. 25 se nitridy objevují jako žluté nitridy titanu a karbonitridy Cr, W či Mo. Sulfidy se zde vyskytují ve formě protáhlých řetízků.



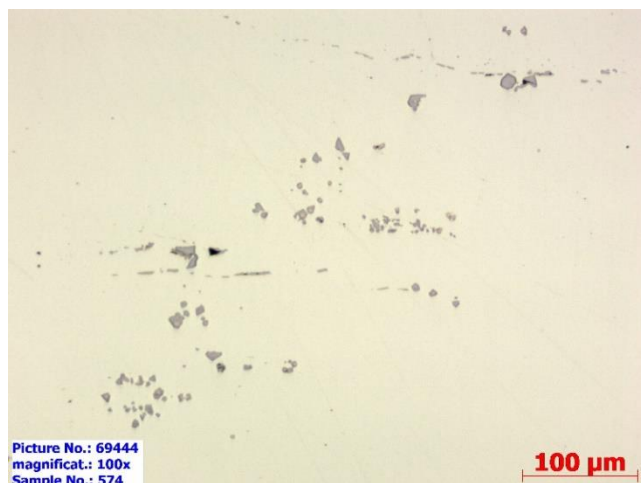
Obr. 25 Mikročistota vzorku z 2. tavby.

### ➤ Mikročistota vzorku z 3. tavby

Tab. 10 Typy vměstků a maximální stupeň jejich výskytu ve vzorku 3. tavby

Typ vměstku	OŘ	OB	S	KP	KK	KN	Max. OŘ+KK+KP	NŘ	NB
Max. stupeň výskytu	0	0	3	0	0	0	0	3	1,5

V odlitku se vyskytují převážně řádkové nitridy, sulfidy II. typu a v menší míře nitridy bodové (Tab. 10). Vzniku nitridů a karbonitridů v legovaných ocelích (např. titanem) zamezit nelze, jelikož se legující prvky vždy ochotně vážou na dusík a tvoří spolu nekovové vměstky. Na Obr. 26 lze pozorovat výskyt žlutě zbarvených nitridů titanu a světlešedých karbonitridy Cr, W a Mo. Rovněž lze pozorovat sulfidické vměstky II. typu ve formě protáhlých řetízků.



Obr. 26 Mikročistota vzorku z 3. tavby.

#### **Celkové zhodnocení mikročistoty:**

Mikročistota ve všech třech analyzovaných ingotech vyšla obdobná. Identifikovány byly převážně nitridy a karbonitridy, které se jak již bylo zmíněno v ocelích legovaných titanem vyskytují vždy a jejich výskytu nelze zabránit. Dalším identifikovaným typem vměstku byly sulfidy, které se o něco více vyskytovaly v ingotu z 3. tavby, který také dle Tab. 4 obsahoval největší obsah síry. Přítomnost sulfidů však může mít i pozitivní vliv například na obrobitelnost odlitků. Velmi pozitivní je, že ve zkoumaných ingotech nebyly identifikovány žádné bodové ani řádkové oxidické vměstky. Vakuové zpracování oceli bylo tedy z hlediska snížení počtu oxidů efektivní.

#### **4.2.2 Vakuové přetavení s odlitím ve vakuu**

Cílem přetavování bylo ověřit vliv vakuového přetavení, s odlitím ve vakuu, již hotového materiálu z 1. tavby a zjistit zda dojde ke zlepšení mikročistoty a obsahu plynů. Přetavba byla provedena ve školní slévárně na VUT FSI. Tavení proběhlo za sníženého tlaku ve vakuové indukční peci Heraeus, o kapacitě kelímku cca 20kg (Obr. 27), s odlitím na vakuu. Pec byla osazena tavicím kelímkem tvořeným  $Al_2O_3$ . Vsázka byla tvořena materiálem odebraným z odlitku 1. tavby o chemickém složení uvedeném v Tab. 4. Hmotnost vsázky byla 9,4 kg.



Obr. 27 Vakuová indukční pec Heraeus (20 kg) ve slévárně na VUT FSI.

#### 4.2.2.1 Průběh tavby

Průběh druhého přetavení materiálu z tavby č. 1:

- do pece byla vložena vsázka, pec byla uzavřena víkem a proběhlo přetavování,
- do taveniny bylo přidáno 10 g vápna ( $\text{CaO}$ ),
- vakuování probíhalo po dobu 60 minut,
- minimální tlak v peci před odpichem byl 10 Pa,
- proběhlo odlití taveniny ve vakuu.

Po ukončení tavby byl kov odlit do kovové kokily. Odlitek byl následně rozřezán a proběhla příprava vzorku na analýzu chemické čistoty v laboratoři.

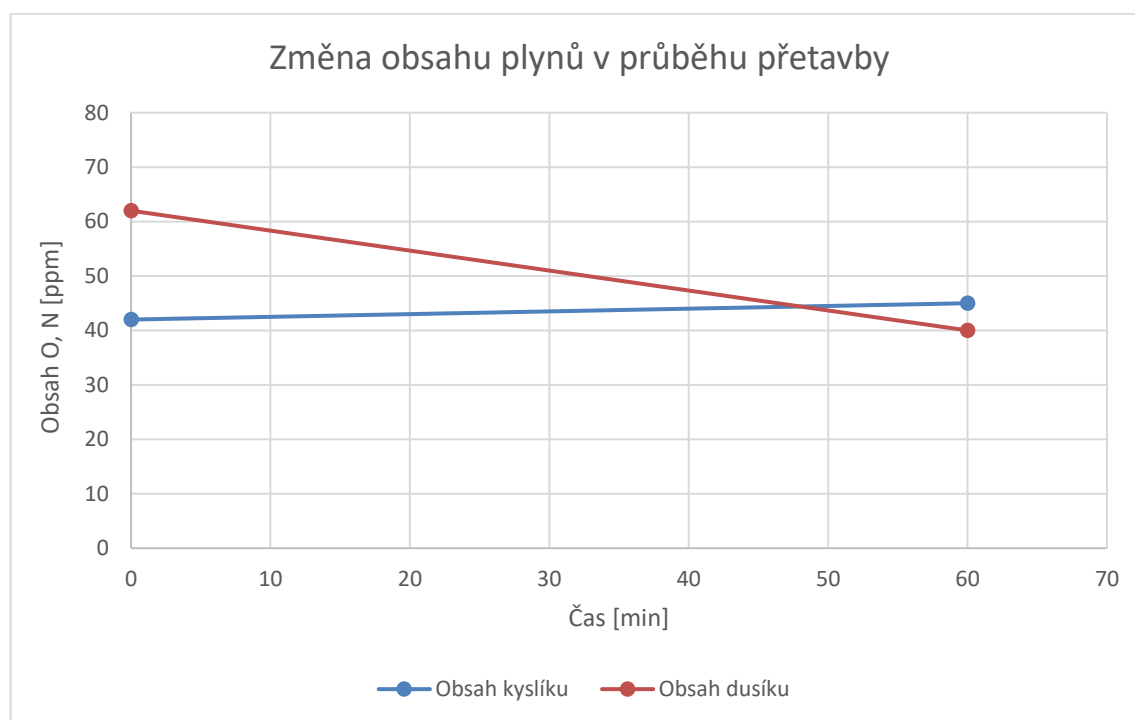
#### 4.2.2.2 Hodnocení chemické čistoty

Analýza vzorku byla provedena ve školní laboratoři na VUT FSI. Proběhlo měření obsahu plynů O, N ve vzorku z ingotu, za použití analyzátoru LECO TC 316. Chemická čistota přetavby se hodnotí z hlediska změny celkového obsahu kyslíku a dusíku. Nebyla již provedena analýza mikročistoty, jelikož z analýzy předchozího tavení víme, že nebyly identifikovány žádné oxidické vměstky. Tudíž se dá předpokládat, že obsah vměstků bude obdobný a očekávaným výsledkem opětovného přetavování bude snížení obsahu kyslíku a dusíku. Naměřený obsah plynů po vakuovém přetavení a původní obsah plynů z 1. tavby jsou uvedeny v Tab. 13.

Tab. 11 Obsah O a N v 1. tavbě s odlitím na vzduchu a v přetavbě s odlitím ve vakuu.

Prvek	O [%]	N [%]
1. tavba s odlitím na vzduchu	<b>0,0042</b>	<b>0,0062</b>
Přetavba s odlitím ve vakuu	<b>0,0045</b>	<b>0,0040</b>

Po přetavení materiálu na VIP s odlitím ve vakuu lze pozorovat mírné změny v obsahu plynů (Tab. 11). Obsah kyslíku se daným postupem přetavování v podstatě nezměnil. Došlo u něj k mírnému nárůstu o 3 ppm. Naopak obsah dusíku se snížil z původních 62 ppm na 40 ppm, což znamená pokles o 22 ppm. Pokles obsahu dusíku a kyslíku v průběhu přetavby je graficky přibližně znázorněn na Obr. 29, kdy 0 na ose x odpovídá hodnotě plynů v oceli po roztavení a hodnota 60 odpovídá obsahu plynů v oceli po odlití. Předpokládá se, že v průběhu tuhnutí žádná změna obsahu O, N nenastala, jelikož chladnutí kovu proběhlo ve vakuu a vzorek na analýzu byl odebrán se spodní části ingotu. Významná změna obsahu plynů druhým vakuovým přetavením tedy nastala jen u dusíku.



Obr. 28 Změna obsahu plynů v průběhu vakuové přetavby.

## ZÁVĚR

Bakalářská práce obsahuje literární poznatky z oblasti mikročistoty oceli. V prvních třech kapitolách byla provedena literární rešerše zabývající se působením vměstků v ocelích a metodami snížení jejich obsahu. V úvodní části práce je, pro lepší představu, nastíněna charakteristika vměstků, kdy je uvedeno jejich rozdělení dle velikosti, chemického složení a původu vzniku a také jejich stručný popis. Následně byla popsána jejich morfologie, vývoj a chování v oceli. Další část práce obsahuje ucelený přehled působení vměstků na vlastnosti ocelí. Bylo zde rozebráno jak působí na mechanické vlastnosti, obrobitelnost, tvařitelnost i svařitelnost ocelí. Závěrečná kapitola teoretické části se zaměřuje na metalurgické postupy snížení obsahu vměstků. Jsou zde zmíněny i způsoby prevence proti jejich vzniku a také je objasněn princip modifikace za účelem dosažení příznivějšího typu vměstku. Následuje přehled a stručný popis základních rafinačních pochodů zvyšujících mikročistotu ocelí.

V praktické části byla zhodnocena mikročistota austenitické oceli tavené ve vakuové indukční peci, která byla následně odlévána na vzduchu do ingotu. Z ingotů byly odebrány vzorky, na kterých proběhlo hodnocení mikročistoty a chemického složení z pohledu obsahu plynů. Následně byla část materiálu z jednoho ingotu opětovně přetavena na vakuové indukční peci s tavením i odléváním ve vakuu. Cílem bylo stanovit zda dochází ke změně mikročistoty a obsahu plynů.

Analýza ingotů odlitých na vzduchu ukázala průměrné obsahy plynů 40 ppm O a 57 ppm N. Byl pozorován pokles kyslíku a dusíku během vakuování, avšak u většiny vzorků, odebraných z pece během tavby, byly výsledky nepřesné, pravděpodobně z důvodu kontaminace vzorků během odběru. Z hlediska mikročistoty se v ingotech vyskytovaly převážně nitridy, karbonitridy a sulfidy. Ve vzorcích nebyly identifikovány žádné oxidy. Hodnocení opětovného přetavení oceli s odlitím ve vakuu ukázalo snížení obsahu N o 22 ppm.

Postup vakuového tavení se dá ve výsledku považovat za úspěšný, jelikož výsledné obsahy plynů jsou poměrně nízké a také nebyly identifikovány žádné oxidy. Potlačit vznik nitridů a karbonitridů u ocelí legovaných titanem je velice obtížné. Výsledné obsahy kyslíku po prvním tavení lze považovat u legovaných ocelí (Cr) za velice dobré. Opakované vakuové přetavení mělo významný vliv jen na snížení obsahu N. Snížení obsahu O již dosaženo nebylo.

Do budoucího zkoumání lze doporučit se dále věnovat způsobu odběru vzorků z pece a jejich přípravě před vlastním měřením O a N. Jelikož se ukázalo, že dochází, s ohledem na měření velmi nízkých koncentrací, k poměrně velkým odchylkám.

**SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ**

1. ŠENBERGER, Jaroslav. *Metalurgie oceli na odlitky*. V Brně: VUTIUM, 2008, 311 s. ISBN 978-80-214-3632-9.
2. MITURA, Karel a Svatava LANDOVÁ. *Vměstky v oceli a jejich vliv na užité vlastnosti oceli*. Praha: SNTL, 1986, 158 s.
3. *Vměstky v oceli: sborník referátů a výtah z diskuse na Dnech nové techniky v Kladně 4. a 5. listopadu 1959*. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1960, s. 8. Dostupné také z: <https://dnnt.mzk.cz/uuid/uuid:162be8d0-e91c-11e4-9ebc-005056825209>
4. COSTA E SILVA, André Luiz Vasconcellos da. *Non-metallic inclusions in steels – origin and control*. Journal of Materials Research and Technology [online]. 2018, 7(3), 283-299 [cit. 2021-5-20]. ISSN 22387854. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmrt.2018.04.003
5. KOPEC, Bernard a Česká společnost pro nedestruktivní testování. *Nedestruktivní zkoušení materiálů a konstrukcí: (nauka o materiálu IV)*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2008, s. 68. ISBN 978-80-7204-591-4. Dostupné také z: <https://dnnt.mzk.cz/uuid/uuid:88c91e20-f971-11e4-93b2-001018b5eb5c>
6. Dmitri Kopeliovich, *Non-metallic inclusions in steel*. In: Substech. [online]. 31.5.2012 [cit. 10.5. 2021]. Dostupné z: [https://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=non-metallic\\_inclusions\\_in\\_steel](https://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=non-metallic_inclusions_in_steel)
7. DEKKERS, Rob. *Non-metallic inclusions in liquid steel*. [online]. Lovaň, 2002. [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: <https://www.mtm.kuleuven.be/onderzoek/semper/Hitemp/publications/doctoral-theses/dekkers>
8. ÅNMARK, Niclas, Andrey KARASEV a Pär JÖNSSON. *The Effect of Different Non-Metallic Inclusions on the Machinability of Steels*. Materials [online]. 2015, 8(2), 751-783 [cit. 2021-5-20]. ISSN 1996-1944. Dostupné z: doi:10.3390/ma8020751
9. HARRIS, Marc Leonard, *A study on non-metallic inclusions in foundry steel process* [online]. 2016 [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: [https://scholarsmine.mst.edu/masters\\_theses/7554](https://scholarsmine.mst.edu/masters_theses/7554)
10. ADOLF, Zdeněk. *Teorie procesů při výrobě železa* [online]. Ostrava, 2013 [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: [https://www.fmfi.vsb.cz/export/sites/fmfi/modin/cs/studijni-opory/resitelsky-tym-2-metalurgie/teorie-procesu-pri-vyrobe-zelza-a-oceli-cast-ii-teorie-ocelarskych-pochodu/Adolf\\_Teorie-procesu\\_-\\_pri\\_vyrobe\\_zeleza-a-oceli\\_castII.pdf](https://www.fmfi.vsb.cz/export/sites/fmfi/modin/cs/studijni-opory/resitelsky-tym-2-metalurgie/teorie-procesu-pri-vyrobe-zelza-a-oceli-cast-ii-teorie-ocelarskych-pochodu/Adolf_Teorie-procesu_-_pri_vyrobe_zeleza-a-oceli_castII.pdf)
11. Duan, Q., Fu, B., Pan, H. et al. *Influence of Inclusion Morphology on Impact Fracture Behavior in High-Strength Pipeline Steel*. [online]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2020 [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s12666-020-02004-9>
12. GHOSH, Abhijit. *Effect of Microstructure and Crystallographic Texture on Impact Toughness in Low Carbon Ferritic Steel*. [online]. Indian Institute of Technology, Kharagpur, 2006. [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: <https://doi.org/10.13140/RG.2.1.5175.6562>
13. *Stainless steel – grade 304 (UNS S30400)* [online]. AZoM Materials, 2001 [cit. 10.5. 2021]. Dostupné z: <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=965>

14. *Thermal Expansion* In: Valves Instruments Pls Ltd. [online]. [cit. 10.5. 2021]. Dostupné z: [https://www.vip-ltd.co.uk/Expansion/Thermal\\_Expansion.pdf](https://www.vip-ltd.co.uk/Expansion/Thermal_Expansion.pdf)
15. PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu I*. Brno: CERM, 2001, s. 353. ISBN 80-7204-193-2. Dostupné také z: <https://dnnt.mzk.cz/uuid/uuid:95756d40-c66b-11e6-ac1c-001018b5eb5c>
16. THORNTON, P.A. *The influence of nonmetallic inclusions on the mechanical properties of steel: A review*. Journal of Materials Science 6, [online]. 1971 [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/BF02403103>
17. GULSHAN, Fahmida. *Fatigue phenomenon of materials* [online]. In: slideplayer.com [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: <https://slideplayer.com/slide/5260707/>
18. MURAKAMI, Yukitaka. *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions* [online] 2019 [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: [https://books.google.cz/books?hl=cs&lr=&id=WZadDwAAQBAJ&oi=fnd&pg=PP1&ots=LGBn2CTv70&sig=6bPt6neqekmmdFNWchYLA9zITE&redir\\_esc=y#v=onepage&q&f=false](https://books.google.cz/books?hl=cs&lr=&id=WZadDwAAQBAJ&oi=fnd&pg=PP1&ots=LGBn2CTv70&sig=6bPt6neqekmmdFNWchYLA9zITE&redir_esc=y#v=onepage&q&f=false)
19. LIPÍŇSKI, T., WACH, A. *The Effect of Fine Non-Metallic Inclusions on Fatigue Strength of Structural Steel*, Archives of Metallurgy and Materials. [online] 2015, **60** [cit. 10.5.2021] ISSN 1733-3490. Dostupné z: <https://doi.org/10.1515/amm-2015-0010>
20. LINHRAT, Václav., MIKULOVÁ, Dagmar. *Vliv vměstků na únavovou pevnost zušlechťených částí* [online]. Praha, 2010 [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: [http://metal2014.tanger.cz/files/proceedings/metal\\_10/lists/papers/264.pdf](http://metal2014.tanger.cz/files/proceedings/metal_10/lists/papers/264.pdf)
21. PÍŠKA, Miroslav. *Nová metodika hodnocení řezných nástrojů*. In: MM Průmyslové spektrum. [online]. 10.5.2017 [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/nova-metodika-hodnoceni-reznych-vlastnosti-nastroju>
22. WANG, Y.N., BAO, Y.J., BAO, Y.P. *Effects of Non-metallic Inclusions on Machinability of Free-Cutting Steels Investigated by Nano-Indentation Measurements*. Metallurgical and Materials Transactions A [online]. 2015, **46**, 281–292 [cit. 10.5.2021]. ISSN 1073-5623. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2596-3>
23. PAUL, S.K., RAY, A., *Influence of inclusion characteristics on the formability and toughness properties of a hot-rolled deep-drawing quality steel*. Journal of Materials Engineering and Performance [online]. 1997, **6**, s. 27–34. [cit. 10.5.2021]. ISSN 1059-9495. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11665-997-0028-x>
24. QAZZUM, F., GUK, S., KAWALLA, R., PRAHL, U. *Experimental Investigations and Multiscale Modeling to Study the Effect of Sulfur Content on Formability of 16MnCr5 Alloy Steel*. Steel research international [online]. 2019, **90** [cit. 10.5.2021]. ISSN 1869-344X. Dostupné z: <https://doi.org/10.1002/srin.201800369>
25. GRAJCAR, A., RÓŽAŇSKI, M., KAMIŇSKA, M., GRZEGORCZYK, B. *Effect of gas atmosphere on the non-metallic inclusions in laser-welded trip steel with Al and Si additions*. Materiali in Tehnologije Performance [online]. 2016, **50** [cit. 10.5.2021]. ISSN 1580-3414. Dostupné z: <https://doi.org/10.17222/mit.2015.253>

26. LIDMILA, Zdeněk, Emil SVOBODA a Univerzita obrany. *Strojírenská technologie*. Brno: Univerzita obrany, 2006 [i.e. 2007], s. 118. ISBN 978-80-7231-220-7. Dostupné také z: <https://dnnt.mzk.cz/uuid/uuid:78d94100-8a2f-11e8-bb44-5ef3fc9ae867>
27. MARTÍNEK, L., BALCAR, M., FILA, P., BAŽAN, J., ADOLF, Z. *Výroba super čistých ocelí v podmínkách, a.s* [online]. 2004. [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: [https://www.researchgate.net/publication/267838251\\_VYROBA\\_SUPER\\_CISTYCH\\_OC ELI\\_V\\_PODMINKACH\\_ZDAS\\_as](https://www.researchgate.net/publication/267838251_VYROBA_SUPER_CISTYCH_OC ELI_V_PODMINKACH_ZDAS_as)
28. BERNÁŠEK, Vladimír, Jan HOREJŠ a Západočeská univerzita. *Technologie slévání*. V Plzni: Západočeská univerzita, 2006, s. 133. ISBN 80-7043-491-0. Dostupné také z: <https://dnnt.mzk.cz/uuid/uuid:999dd3b0-f811-11e8-9210-5ef3fc9bb22f>
29. BOČEK, Vítězslav. *Možnosti použití filtrace u technologie vytavitelného modelu*. Brno, 2015. 35s, CD. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, fakulta strojního inženýrství. Ústav strojírenské technologie, Odbor slévárenství. vedoucí práce prof. Ing. Milan Horáček, CSc
30. HAMPL, J., ODEHNAL, J., SMETANA, B. *The Influence of Calcium on Technological Properties and Micropurity of Steel Castings*. *Metalurgija - Sisak then Zagreb* [online]. 2016, **55**, s. 297–300. [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: [https://www.researchgate.net/publication/298352563\\_The\\_Influence\\_of\\_Calcium\\_on\\_Technological\\_Properties\\_and\\_Micropurity\\_of\\_Steel\\_Castings](https://www.researchgate.net/publication/298352563_The_Influence_of_Calcium_on_Technological_Properties_and_Micropurity_of_Steel_Castings)
31. YANG, G., WANG, X., HUANG, F. *Influence of Calcium Addition on Inclusions in LCAK Steel with Ultralow Sulfur Content*. *Metall Mater Trans B* [online]. 2015, **46**, s. 145–154 [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11663-014-0181-1>
32. HOLAPPA, L., HÄMÄLÄINEN, M., LIUKKONEN, M., LIND, M. *Thermodynamic examination of inclusion modification and precipitation from calcium treatment to solidified steel*. *Ironmaking & Steelmaking* [online]. 2003, **30**(2), s. 111-115, [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1179/030192303225001748>
33. ODEHNAL, J., SOCHA, L., GRYC, K., ŠURAL, R., BULÍN, J., STRAKA, J. *Influence of refining on achieving low oxygen contents at production of special steels for energetic*. 27th International conference on metallurgy and materials (METAL2018) [online] Ostrava, 2018, s. 93-101 [cit. 10.5.2021]. ISBN 978-80-87294-84-0. Dostupné z: [https://www.researchgate.net/profile/Josef-Odehnal/publication/332028725\\_INFLUENCE\\_OF\\_REFINING\\_ON\\_ACHIEVING\\_LOW\\_OXYGEN\\_CONTENTS\\_AT\\_PRODUCTION\\_OF\\_SPECIAL\\_STEELS\\_FOR\\_ENERGETIC\\_INDUSTRY/links/605860fe458515e834605f17/INFLUENCE-OF-REFINING-ON-ACHIEVING-LOW-OXYGEN-CONTENTS-AT-PRODUCTION-OF-SPECIAL-STEELS-FOR-ENERGETIC-INDUSTRY.pdf](https://www.researchgate.net/profile/Josef-Odehnal/publication/332028725_INFLUENCE_OF_REFINING_ON_ACHIEVING_LOW_OXYGEN_CONTENTS_AT_PRODUCTION_OF_SPECIAL_STEELS_FOR_ENERGETIC_INDUSTRY/links/605860fe458515e834605f17/INFLUENCE-OF-REFINING-ON-ACHIEVING-LOW-OXYGEN-CONTENTS-AT-PRODUCTION-OF-SPECIAL-STEELS-FOR-ENERGETIC-INDUSTRY.pdf)
34. MICHALEK, K., SOCHA, L., ADOLF, Z., BAŽAN, J. *Rafinace a odlévání oceli (studijní opora)* [online]. VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2014, 89 s. [cit. 10.5.2021]. ISBN 978-80-248-3351-4. Dostupné z: [http://katedry.fmfi.vsb.cz/Modin\\_Animace/Opory/02\\_Metalurgicke\\_inzenyrstvi/03\\_Rafinace\\_a\\_odlevani\\_oceli/Michalek\\_Socha\\_Rafinace\\_a\\_odlevani\\_oceli.pdf](http://katedry.fmfi.vsb.cz/Modin_Animace/Opory/02_Metalurgicke_inzenyrstvi/03_Rafinace_a_odlevani_oceli/Michalek_Socha_Rafinace_a_odlevani_oceli.pdf)
35. ČAMEK, L. *Slévárenství ocelových odlitků (studijní opora)* [online]. VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2013, 141 s. [cit. 10.5.2021]. Dostupné z:



[https://www.fmfi.vsb.cz/export/sites/fmfi/modin/cs/studijni-opory/resitelsky-tym-2-metalurgie/slevarenstvi-ocelovych-odlitku/Camek\\_Slevarenstvi\\_ocelovych\\_odlitku.pdf](https://www.fmfi.vsb.cz/export/sites/fmfi/modin/cs/studijni-opory/resitelsky-tym-2-metalurgie/slevarenstvi-ocelovych-odlitku/Camek_Slevarenstvi_ocelovych_odlitku.pdf)

36. GĂVĂNESCU, A. *Refining by using synthetic slag*. Annals of Faculty Engineering Hunedoara – International Journal of Engineering [online] Hunedoara, 2011 [cit. 10.5.2021]. ISSN: 2601-2332 Dostupné z: <http://annals.fih.upt.ro/pdf-full/2011/ANNALS-2011-4-37.pdf>

37. VISSER, H. *Modelling of injection processes in ladle metalurgy* [online]. Delft University of Technology, 2016 [cit. 10.5.2021]. ISBN: 978-94-91909-29-0. Dostupné z: <https://doi.org/10.4233/uuid:1d62a001-7eb5-4faa-9d55-cbe9431c5eee>

38. *Overview: How Core Wires are Used in the Steel Industry*. In: metals-hub.com [online]. 11.12.2020 [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: <https://www.metals-hub.com/blog/overview-cored-wires-in-the-steel-industry/>

39. WONDRIS, E.F., NUTTING, J., F. WENTE, E. *Steel*. In: Encyclopedia Britannica. [online] 2019 [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: <https://www.britannica.com/technology/steel>

40. *Vacuum Degassing of Steel*. In: VAC AERO International [online]. 5.12.2017 [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: <https://vac aero.com/information-resources/vac-aero-training/101401-vacuum-degassing-steel.html>

41. BELL, S., DAVIS, B., JAVAID, A., ESSADIQI, E. *Final Report on Refining Technologies of Steel* [online]. Březen 2006 [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: 10.13140/RG.2.2.30591.41120

42. DUTTA, S.K., CHOKSHI, Y.B. *Secondary steelmaking*. Basic Concepts of Iron and Steel Making. [online] Springer, Singapore, 2020 [cit. 10.5.2021]. ISBN: 978-981-15-2437-0 Dostupné z: [https://doi.org/10.1007/978-981-15-2437-0\\_17](https://doi.org/10.1007/978-981-15-2437-0_17)

43. *Vacuum Degassing Processes for Liquid Steel*. In: ispatguru.com [online] 12.7.2016 [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: <https://www.ispatguru.com/vacuum-degassing-processes-for-liquid-steel/>

44. *Vacuum Induction Melting Furnaces*. Consarc In: consarc.com [online]. [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: <https://www.consarc.com/wp-content/uploads/sites/9/2019/05/Vacuum-Induction-Melting-Furnace-guide-en.pdf?x98009>

45. *Vacuum Induction Melting*, ASM Handbook Volume 15: Casting [online]. 2008, s. 1-8 [cit. 10.5.2021]. ISBN: 978-0-87170-711-6 Dostupné z: doi: 10.1361/asmhba0005200

46. ASECO PRAHA. *Vakuové indukční tavení (VIM)*. [online]. [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: <https://www.aceso.cz/vakuove-indukcni-taveni-vim.html>

47. ALD Vacuum Technologies. *Vacuum metallurgy process* [online]. [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: <https://www.ald-vt.com/portfolio/engineering/processes/#my-tabs|0>

48. ŠENBERGER, J. ZÁDĚRA, A. *Metalurgie oceli na odlitky. Rozpustnost dusíku v oceli* [online]. [cit. 10.5.2021]. Dostupné z: [http://ust.fme.vutbr.cz/slevarenstvi/opory/3\\_4\\_4.html](http://ust.fme.vutbr.cz/slevarenstvi/opory/3_4_4.html)

**SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK**

<b>Zkratka</b>	<b>Popis</b>
<b>AOD</b>	Argon Oxygen Degassing
<b>AP</b>	Argon Pouring
<b>ASEA-SKF</b>	Typ pochodu sekundární metalurgie
<b>EOP</b>	Elektrická Oblouková Pec
<b>HB</b>	Tvrlost podle Brinella
<b>HV</b>	tvrdost podle Vickerse
<b>IP</b>	Injection Process
<b>KK</b>	Křemičitany křehké
<b>KN</b>	Křemičitany netvařitelné
<b>KP</b>	Křemičitany plastické
<b>LF</b>	Ladle Furnace
<b>NB</b>	Nitridy bodové
<b>NŘ</b>	Nitridy řádkové
<b>OB</b>	Oxidy bodové
<b>OŘ</b>	Oxidy řádkové
<b>PVZ</b>	Prvky vzácných zemin
<b>RH</b>	Rührstahl Heraeus
<b>S</b>	Sulfidy
<b>VAD</b>	Vacuum Arc Degassing
<b>VIP</b>	Vakuová Indukční Pec
<b>VOD</b>	Vacuum Oxygen Decarburisation

Symbol	Jednotka	Popis
$g_X^Y$	[-]	Interakční koeficient třetího řádu
$r_X^Y$	[-]	Interakční koeficient druhého řádu
$e_X^Y$	[-]	Interakční koeficient vlivu prvku Y na prvek X
$[\%N]_{Fe}$	[%]	Rozpustnost dusíku v čistém železe
$[\%N]_{oc}$	[%]	Rozpustnost dusíku v oceli
$\Delta O_2$	[%]	Změna obsahu kyslíku
$\Delta S$	[%]	Změna obsahu síry
<b>a</b>	[m]	Délka trhliny
<b>Cr<sub>ekv</sub></b>	[%]	Chromový ekvivalent
<b>E</b>	[GPa]	Modul pružnosti v tahu
$f_N$	[-]	Aktivitní koeficient dusíku v oceli
<b>g</b>	[981 cm.s <sup>-2</sup> ]	Tíhové zrychlení
<b>Kc</b>	[MPa.m <sup>0,5</sup> ]	Lomová houževnatost
<b>Ni<sub>ekv</sub></b>	[%]	Niklový ekvivalent
<b>r</b>	[cm]	Poloměr částice
<b>R<sub>0,2</sub></b>	[MPa]	Smluvní mez kluzu
<b>R<sub>e</sub></b>	[MPa]	Mez kluzu
<b>R<sub>m</sub></b>	[MPa]	Mez pevnosti
<b>v</b>	[cm.s <sup>-1</sup> ]	Rychlost vyplouvání vměstku
<b>V</b>	[cm <sup>3</sup> ]	Objem
<b>v<sub>c</sub></b>	[m.min <sup>-1</sup> ]	Řezná rychlost
<b>α</b>	[K <sup>-1</sup> ]	Teplotní součinitel délkové roztažnosti
<b>ε</b>	[-]	Poměrné prodloužení
<b>ρ<sub>1</sub></b>	[m.min <sup>-1</sup> ]	Hustota taveniny
<b>ρ<sub>2</sub></b>	[g.cm <sup>-3</sup> ]	Hustota vměstku
<b>σ</b>	[MPa]	Napětí
<b>η</b>	[g.cm <sup>-1</sup> .s <sup>-1</sup> ]	Viskozita taveniny

**SEZNAM OBRÁZKŮ**

Obr. 1 Kulovitý oxisulfidický vměstek I. typu [7] .....	12
Obr. 2 Plochý dendrit vměstku MnS II. typu [7] .....	12
Obr. 3 Hranatý vměstek MnS III. typu [8] .....	12
Obr. 4 Shluk vměstků IV. typu (metalografický výbrus) [1].....	12
Obr. 5 Znázornění rozdílného chování protáhlých a globulitických vměstků u tahové zkoušky, podle [2] .....	16
Obr. 6 Přítomnost vměstku MnS v dutině praskliny, který vznikla nárazem Charpyho kladiva [12] .....	18
Obr. 7 Vliv velikosti vměstků na únavovou pevnost, podle [17] .....	19
Obr. 8 Interakce mezi sousedními trhlinami [18] .....	19
Obr. 9 Vliv velikosti vměstků na únavovou pevnost, podle [20] .....	20
Obr. 10 Vliv obsahu síry na obrobitelnost při frézování cementované oceli [8] .....	20
Obr. 12 Vliv obsahu uhlíku a síry na typ vznikajícího vměstku [1] .....	25
Obr. 13 Dmýchání argonu do pánve [1] .....	27
Obr. 14 Vliv množství syntetické strusky na obsahu síry v oceli, podle [36] .....	28
Obr. 15 Schématické znázornění odsíření dmýcháním syntetické strusky, podle [37] .....	29
Obr. 16 Schématické znázornění modifikace oceli za pomoci plněného profilu, podle [37].	29
Obr. 17 Schématické znázornění zařízení na injektáž plněného profilu [1] .....	29
Obr. 18 Schéma zařízení VAD, podle [42] .....	32
Obr. 19 Jednokomorová vakuová indukční pec VIM–F společnosti ALD Vacuum Technologies [47] .....	33
Obr. 20 Schaefflerův diagram s červeným označením polohy použité oceli, podle [1] .....	34
Obr. 21 Vakuová indukční pec Consarc (80 kg) ve slévárně na VUT FSI .....	35
Obr. 22 Změna obsahu kyslíku v průběhu vakuování .....	39
Obr. 23 Změna obsahu dusíku v průběhu vakuování .....	39
Obr. 24 Mikročistota vzorku z 1. tavby .....	40
Obr. 25 Mikročistota vzorku z 2. tavby .....	41
Obr. 26 Mikročistota vzorku z 3. tavby .....	42
Obr. 27 Vakuová indukční pec Heraeus (20 kg) ve slévárně na VUT FSI .....	43
Obr. 28 Změna obsahu plynů v průběhu vakuové přetavby .....	44

**SEZNAM TABULEK**

Tab. 1 Hodnoty středního teplotního součinitele délkové roztažnosti, modulu pružnosti a tvrdosti pro určité typy vměstků, podle [2, 13, 14].....	15
Tab. 2 Porovnání tvrdosti a modulů pružnosti vměstků a základní matrice [22] .....	20
Tab. 3 Možnosti jednotlivých postupů sekundární metalurgie [1] .....	26
Tab. 4 Požadované chemické složení dle normy a výsledné chemické složení taveb.....	37
Tab. 5 Analýza obsahů plynů během tavení a z ingotů .....	36
Tab. 6 Interakční koeficienty dusíku v soustavě Fe-N-X při teplotě 1600 °C [48].....	37
Tab. 7 Analyzované typy vměstků .....	38
Tab. 8 Typy vměstků a maximální stupeň jejich výskytu ve vzorku 1. tavby.....	40
Tab. 9 Typy vměstků a maximální stupeň jejich výskytu ve vzorku 2. tavby.....	41
Tab. 10 Typy vměstků a maximální stupeň jejich výskytu ve vzorku 3. tavby.....	41
Tab. 11 Obsah O a N v 1. tavbě s odlitím na vzduchu a v přetavbě s odlitím ve vakuu .....	44