

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: N2301 Strojní inženýrství
Studijní obor: Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie

DIPLOMOVÁ PRÁCE

Faktory ovlivňující kvalitu kovářských ingotů určených
pro pracovní válce z pohledu odlévání

Autor: **Petr KOŽÁK**

Vedoucí práce: **Ing. Miroslav HÁLA, CSc.**

Akademický rok 2012/2013

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

(PROJEKTU, UMĚLECKÉHO DÍLA, UMĚLECKÉHO VÝKONU)

Jméno a příjmení: **Bc. Petr KOŽÁK**
Osobní číslo: **S11N0058P**
Studijní program: **N2301 Strojní inženýrství**
Studijní obor: **Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie**
Název tématu: **Faktory ovlivňující kvalitu kovářských ingotů určených pro pracovní válce z pohledu odlévání**
Zadávací katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

Z á s a d y p r o v y p r a c o v á n í :

1. Charakteristika materiálu ingotů pracovních válců
2. Faktory ovlivňující jakost válců a jejich členění
3. Segregační jevy a metalurgické vady související s odléváním
4. Návrh opatření vedoucí k zlepšení jakosti odlévaných ingotů
5. Diskuse výsledků
6. Závěr

Rozsah grafických prací: **fotodokumentace, obrázky**

Rozsah pracovní zprávy: **50-70 stran**

Forma zpracování diplomové práce: **tištěná/elektronická**

Seznam odborné literatury:

- Šmrha, L.: Tuhnutí a krystalizace ocelových ingotů. SNTL Praha, 1983
- Chvorinov, N.: Krystalizace a nestejnorodost oceli. Praha, 1954

Vedoucí diplomové práce:

Ing. Miroslav Hála, CSc.

Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

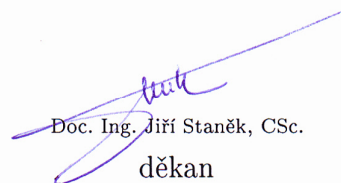
Konzultant diplomové práce:

Ing. Vlastimil Vlk, Ph.D.


Pilsen Steel, s. r. o. Plzeň

Datum zadání diplomové práce: **24. září 2012**

Termín odevzdání diplomové práce: **24. května 2013**


Doc. Ing. Jiří Staněk, CSc.
děkan




Prof. Ing. Václav Mentl, CSc.
vedoucí katedry

V Plzni dne 24. září 2012

PROHLÁŠENÍ O AUTORSTVÍ

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě diplomovou práci zpracovanou na závěr studia na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji, že jsem tuto diplomovou práci vypracoval samostatně, s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených v seznamu, který je součástí této diplomové práce.

V Plzni dne: ...16. května 2013...

.....
podpis autora

Prohlášení o autorství

Podle zákona o právu autorském. Č.35/1965 Sb. (175/1996 Sb. ČR) § 17 a Zákona o vysokých školách č. 111/1998 Sb. Je využití a společenské uplatnění výsledků bakalářské práce, včetně uváděných vědeckých a výrobně technických poznatků nebo jakéhokoliv nakládání s nimi možné pouze na základě autorské smlouvy na základě souhlasu autora a Fakulty strojní Západočeské univerzity v Plzni

PODĚKOVÁNÍ

Rád bych poděkoval p. Ing. Miroslavu Hálovi, CSc. za jeho odborné znalosti a mnoho cenných rad při vedení diplomové práce.

Dále společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. za možnost zpracování diplomové práce a poskytnuté interní dokumenty. Konkrétní poděkování patří p. Ing. Vlastimilu Vlkovi, PhD. za vynikající poznatky, znalosti a poskytnutý čas, který mi věnoval při řešení dané problematiky, a v neposlední řadě celému úseku Technologie.

ANOTAČNÍ LIST DIPLOMOVÉ PRÁCE

AUTOR	Příjmení Kožák	Jméno Petr	
STUDIJNÍ OBOR	3911T016 Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie		
VEDOUcí PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) Ing. Hála, CSc.	Jméno Miroslav	
PRACOVIŠTĚ	ZČU - FST - KMM		
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte
NÁZEV PRÁCE	Faktory ovlivňující kvalitu kovářských ingotů určených pro pracovní válce z pohledu odlévání		

FAKULTA	strojní	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2013
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	76	TEXTOVÁ ČÁST	65	GRAFICKÁ ČÁST	11
---------------	----	---------------------	----	----------------------	----

<p style="text-align: center;">STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK)</p> <p>ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY</p>	<p>Tato diplomová práce je věnována problematice zabývající se kvalitou odlitých kovářských ingotů z nástrojových ocelí pro společnost STEINHOFF GmbH & Cie. OHG. Celá práce je koncipována do dvou částí. Teoretická část slouží k seznámení se základními faktory zabezpečující chemickou a metalografickou čistotu a jejich vlivů na finální kvalitu kovářských ingotů. Praktická část je pak zaměřena na samotný výrobní proces kovářských ingotů, vymezení problematických oblastí a návrhů na jejich eliminaci z pohledu odlévání</p>
<p style="text-align: center;">KLÍČOVÁ SLOVA</p> <p style="text-align: center;">ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE</p>	<p>ingot, vměstky, segregace, porozita, chemická a metalografická čistota, výroba kovářských ingotů, eliminace vad, MagmaSoft®, numerická simulace</p>

SUMMARY OF DIPLOMA SHEET

AUTHOR	Surname Kožák	Name Petr	
FIELD OF STUDY	3911T016 Materials Engineering and Engineering Metallurgy		
SUPERVISOR	Surname (Inclusive of Degrees) Ing. Hála, CSc.	Name Miroslav	
INSTITUTION	ZČU - FST - KMM		
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR	Delete when not applicable
TITLE OF THE WORK	Factors affecting the quality of forging ingots for work rolls in terms of casting		

FACULTY	Mechanical Engineering	DEPARTMENT	Materials Engineering	SUBMITTED IN	2013
----------------	------------------------	-------------------	-----------------------	---------------------	------

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY	76	TEXT PART	65	GRAPHICAL PART	11
----------------	----	------------------	----	-----------------------	----

BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	<p>This diploma thesis is devoted to the issue of dealing with quality cast forging ingots of tool steels for the company Steinhoff GmbH & Cie. OHG. The thesis is divided into two parts. The theoretical section to get familiar with the basic factors ensuring chemical and metallographic purity and their impact on the final quality forging ingots. The practical part is focused on the manufacturing process itself forging ingots, defining problem areas and suggestions for their elimination from the perspective of casting.</p>
KEY WORDS	<p style="text-align: center;">ingot, inclusions, segregation, porosity, chemical and metallographic purity, manufacture forging ingots, elimination of defects, MAGMASOFT[®], numerical simulation</p>

SEZNAM ZKRATEK

AOD	Argon Oxygen Decarburization = argonové oxidační oduhličení
ASEA – SKF	Rafinační pánvová pec
BCC	Body Centered Cubic = prostorově středěná mřížka
EOP	Elektrická oblouková pec
FCC	Face Centered Cubic = plošně středěná mřížka
PVZ	Prvky vzácných zemin
ÚPV	Úřad průmyslového vlastnictví
VAD	Vacuum Arc Degassing = vakuové obloukové odplynění
VOD	Vacuum Oxygen Decarburization = vakuové oxidační oduhličení

OBSAH

ÚVOD	3
CÍL	4
I. TEORETICKÁ ČÁST	5
1 LITERÁRNÍ ROZBOR FAKTORŮ OVLIVŇUJÍCÍCH KVALITU KOVÁRENSKÝCH INGOTŮ	6
1.1 DEFINICE FAKTORŮ OVLIVŇUJÍCÍCH ČISTOTU OCELI.....	6
1.1.1 SYSTÉM METALURGIE OCELI	6
1.1.2 CHEMICKÁ ČISTOTA OCELI.....	8
1.1.3 METALOGRAFICKÁ ČISTOTA OCELI	13
1.1.3.1 Exogenní vměstky.....	13
1.1.3.2 Endogenní vměstky.....	15
1.2 DEFINICE FAKTORŮ OVLIVŇUJÍCÍCH STRUKTURU OCELI.....	21
1.2.1 DENDRITICKÁ STRUKTURA OCELOVÝCH INGOTŮ	21
1.2.1.1 Krystalizace a proces nukleace	22
1.2.1.2 Růst dendritických krystalů	22
1.2.1.3 Vnitřní struktura ingotu.....	24
1.2.2 CHEMICKÁ NEHOMOGENITA INGOTU	26
1.2.2.1 Mikrosegregace.....	26
1.2.2.2 Makrosegregace	28
1.2.2.3 Možnosti snížení výskytu makrosegregací	31
1.2.3 VLIV TECHNOLOGIE NA KVALITU INGOTU	33
1.2.3.1 Základní vady ingotů a jejich identifikace	33
1.2.3.2 Technologie odlévání a její vliv na vady ingotů	35
1.3 SHRNUÍ	37
II. PRAKTICKÁ ČÁST	38
2 ANALÝZA SOUČASNÉHO VÝROBNÍHO PROCESU KOVÁRENSKÝCH INGOTŮ	39
2.1 VÝROBNÍ FÁZE	39
2.1.1 TAVENÍ OCELI V EOP	39
2.1.2 RAFINACE OCELI V ASEA - SKF.....	41
2.1.3 ODLÉVÁNÍ OCELI SPODEM.....	42
2.2 MOŽNOSTI ZVYŠOVÁNÍ KVALITY KOVÁRENSKÝCH INGOTŮ Z POHLEDU ODLÉVÁNÍ	44
2.2.1 SNÍŽENÍ RIZIKA A NÁSLEDKŮ SEKUNDÁRNÍ OXIDACE.....	45
2.2.2 ÚPRAVA GEOMETRIE KOKILY	47
2.3 SHRNUÍ	48

<u>3</u>	<u>PROBLEMATIKA OCELÍ URČENÝCH PRO PRACOVNÍ VÁLCE</u>	<u>49</u>
3.1	SPECIFIKACE OCELÍ PRO PRACOVNÍ VÁLCE	49
3.2	ANALÝZA A DEFINICE PROBLEMATICKÝCH OBLASTÍ.....	51
3.2.1	ROZBOR CHEMICKÝCH TAVBOVÝCH ANALÝZ.....	51
3.2.2	ROZBOR MIKROČISTOTY DLE DIN 50602	52
3.2.3	ROZBOR MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ	53
3.2.4	ROZBOR ULTRAZVUKOVÝCH ZKOUŠEK.....	54
3.3	SHRNUTÍ	55
<u>4</u>	<u>NÁVRH NOVÉHO TVARU KOKILY FORMÁTU I 13</u>	<u>56</u>
4.1	NUMERICKÁ SIMULACE LITÍ A TUHNUTÍ PŮVODNÍHO TYPU INGOTU I 13	57
4.2	NUMERICKÁ SIMULACE LITÍ A TUHNUTÍ NOVĚ NAVRŽENÉHO INGOTU I 13.....	62
4.3	SHRNUTÍ	68
<u>5</u>	<u>OVĚŘENÍ VÝSLEDKŮ NUMERICKÉ SIMULACE V PROVOZNÍCH PODMÍNKÁCH SPOLEČNOSTI</u>	<u>69</u>
5.1	HODNOTY CHEMICKÉ ANALÝZY TAVBY 301/12	70
5.2	VYHODNOCENÍ MIKROČISTOTY DLE DIN 50602 A MIKROSTRUKTURY	71
5.3	HODNOTY MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ	73
5.4	VYHODNOCENÍ ULTRAZVUKOVÉ ZKOUŠKY	73
<u>6</u>	<u>ZÁVĚR</u>	<u>74</u>
	<u>SEZNAM LITERATURY.....</u>	<u>76</u>

ÚVOD

Na kvalitě odlitků, resp. ingotů a jejich technologických a užitných vlastnostech závisí ve velké míře spolehlivost a užitná hodnota finálního výrobků. Celosvětová tendence zvyšující nároky na výrobky a to především z hlediska poměru ceny a jejich kvality, nutí společnosti tomuto stoupajícímu trendu se přizpůsobovat, nevyjímaje ani společnost PILSEN STEEL, s.r.o.

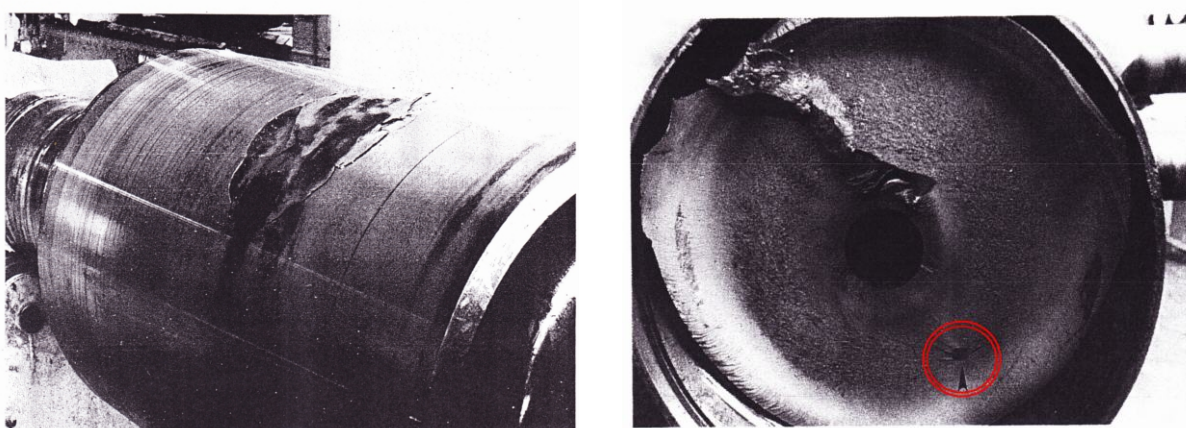
Řada českých i zahraničních podniků, mezi které patří např. STROJÍRNY POLDI, a.s., VALCOVNĀ PROFILOV, a.s. aj, si nechávají společnost PILSEN STEEL, s.r.o. odlít, vykovat, tepelně zpracovat a následně obrobit a dodat pracovní válce různého chemického složení, různých tvarů a kvalit dle zákazníkem daných specifikací. Prvořadým cílem společnosti je uspokojit očekávání zákazníka splněním jejich přísných požadavků. Nejprísnější požadavky na kvalitu pracovních válců z nástrojových ocelí jsou pak kladeny společností STEINHOFF GmbH & Cie. OHG.

Tato diplomová práce je věnována problematice kvality odlitých kovárenských ingotů z nástrojových ocelí pro společnost STEINHOFF GmbH & Cie. OHG. Celá práce je koncipována do dvou částí. Teoretická část slouží k seznámení se základními faktory zabezpečujících chemickou a metalografickou čistotu a jejich vlivy na finální kvalitu kovárenských ingotů. Praktická část je pak zaměřena na samotný výrobní proces kovárenských ingotů, vymezení problematických oblastí a návrhy na jejich eliminaci z pohledu odlévání.

CÍL

Vady kovárenských ingotů z nástrojových ocelí určených pro pracovní válce, a to jak vady vnější, tak vady vnitřní, mohou vyústit během samotného provozu k nevratnému poškození pracovního válce, tvářeného plechu či dokonce samotného stroje.

Společnost STEINHOFF GmbH & Cie. OHG deklaruje jako nejčastější identifikované vady vedoucí k únavovým lomům (obr. 1) výskyt mikrotrhlinek, nekovových vměstků, ředin a osové porozity.



Obr. 1 – ukázky porušení únavovým lomem vlivem výskytu vměstků a osových vad

Cílem diplomové práce na základě požadavků společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. je:

- § analýza současného výrobního procesu kovárenských ingotů určených pro pracovní válce a návrh možností zvýšení kvality ingotů z pohledu odlévání
- § definování problematických oblastí pracovních válců vyrobených ve společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. pro společnosti STEINHOFF GmbH & Cie. OHG na vybraném reprezentativním materiálu
- § na základě zjištěných informací navrhnout optimální řešení vedoucí ke zlepšení finální kvality ingotu
- § ověření výsledků v provozních podmínkách společnosti PILSEN STEEL, s.r.o.

I. TEORETICKÁ ČÁST

1 LITERÁRNÍ ROZBOR FAKTORŮ OVLIVŇUJÍCÍCH KVALITU KOVÁRENSKÝCH INGOTŮ

Při hledání jakéhokoliv řešení problému (např. vznikajícího potenciálně při lití), je nutné pohlédnout na daný problém vždy v komplexním měřítku. Problémy mohou vznikat a také vznikají ve všech fázích výroby oceli, jelikož probíhající jevy v materiálu v různých etapách spolu úzce souvisí a navazují na sebe.

Výsledná kvalita ocelových odlitků (ingotů) je tedy komplexní funkcí fyzikálně - chemických, fyzikálně - metalurgických, technologických a čistě metalurgických faktorů. Fyzikálně-metalurgické a chemické vlastnosti ocelí je možno poměrně dosti přesně charakterizovat pomocí např. termodynamických a materiálových konstant. Rovněž tak lze poměrně přesně charakterizovat slévárenské vlastnosti oceli a formy (resp. kokily). Metalurgické a technologické faktory a jejich charakteristika vlivu na kvalitu oceli a výskyt vad je však mnohdy obtížnější [1].

Hodnotíme-li metalurgii oceli, musíme vycházet z dějů probíhajících v jednotlivých fázích tavení a odlévání. Fáze výroby oceli v peci a v pánvi je charakterizována prostřednictvím reakcí probíhajících za vysokých teplot (cca při 1600 °C). Je proto třeba znát vlastnosti a chování tekuté oceli a strusek, jejich vzájemné působení, včetně reakcí [2].

Konečné vlastnosti ingotu jsou tedy výsledkem vzájemného působení oceli a kokily při odlévání, chladnutí a tuhnutí. Na výsledných vlastnostech ocelového ingotu se tak podílejí všechny pochody probíhající v celém výrobním procesu, včetně tepelného zpracování. To vede k nutnosti znát také strukturní přeměny uskutečňující se při tuhnutí a chladnutí v kokile a při následném tepelném zpracování a také jejich vztah k mechanickým vlastnostem [3]. Proto v následujícím literárním rozboru budou objasněny základní teoretické poznatky, které souvisí se strukturní kvalitou a čistotou oceli.

1.1 DEFINICE FAKTORŮ OVLIVŇUJÍCÍCH ČISTOTU OCELI

1.1.1 SYSTÉM METALURGIE OCELI

System metalurgie oceli můžeme rozdělit do dvou skupin [4]:

- § primární metalurgie
- § sekundární metalurgie

Primární metalurgie se týká základního tavícího agregátu (v našem případě EOP). Základním úkolem je procentuální snížení křemíku, manganu, ale především fosforu a uhlíku (s tím souvisí úzce i snížení obsahu vodíku a dusíku a též nekovových vměstků). Během primární metalurgie dochází též k částečnému nalegování roztavené oceli dle předepsaných požadavků díky vhodnému výběru vsázky. Největší vliv má v této fázi tedy chemické složení kovové vsázky a přísad. Příkladmi míníme především přísady struskotvorné (jako např. vápno – CaO; kazivec CaF₂; drcený šamot – SiO₂ / Al₂O₃; Al₂O₃ aj.) a přísady oxidační (železná ruda – Fe₂O₃, Fe₃O₄; okuje aj.). Kovovou vsázku tvoří ocelový odpad, vratný materiál z výroby a třísky [5]. U vratného odpadu z výroby je chemické složení známé.

Naproti tomu chemické složení nakupovaného odpadu je velmi proměnlivé. Často obsahuje různé legující prvky (např. Cr, Mo, Ni), ale také prvky velmi nežádoucí, neboť výrazně zhoršují kvalitu vyrobené oceli a téměř se nedají z oceli odstranit. Jedná se zejména o [6]:

- § *Cín (Sn)* – obsažen např. v pocínovaném plechu; škodlivý již při 0,1% Sn (značné místní segregace);
- § *Zinek (Zn)* – obsažen např. v pozinkovaném plechu či v různých slitinách; problém především s větším množstvím par kysličníku zinku ve spalinách po vypaření z roztavené oceli (eroze vyzdívky tavicího agregátu);
- § *Olovo (Pb)* – obsaženo např. v ložiskovém kovu; nerozpustné v oceli, ulpívá na dně pece a proniká do trhlinek vyzdívky (narušení vyzdívky);
- § *Měď (Cu)* – obsažena především ve slitinách mědi a hliníku; zhoršuje tvárnost za studena a svařitelnost;
- § *Arsen (As)* – obsažen např. v surovém železe; zhoršuje opět mechanické vlastnosti.

V současné době se však setkáváme velmi často s pojmem sekundární metalurgie (též mimopecní/pánvová rafinace). Základní myšlenka je velmi jednoduchá, tj. co nejvíce odlehčit primární metalurgický pochod [7]. Přesunutí rafinačních operací z tavicího agregátu do pánve umožňuje [4]:

- § snižovat výrobní náklady na jednu tunu vyrobené oceli (zvýšení výrobnosti pecního agregátu, snížení opotřebení vyzdívky, pokles tepelných ztrát, snížení spotřeby elektrod, možnost automatizace);
- § zvyšovat kvalitu oceli na úroveň nedosažitelnou v tavicím agregátu (vyšší teplotní i chemická homogenita lázně, snížení obsahu plynů H a N, snížení obsahu a modifikace vměstků, hluboké odsíření, přesné legování i na spodní hranici rozmezí);
- § připravit tekutou ocel s přesnou licí teplotou (v nízkém rozmezí 3 až 5 °C) a řízenou chemickou i metalurgickou čistotou.

Pozn.: Pod pojmem chemická čistota se rozumí dodržení předepsaného chemického složení oceli, naproti tomu metalurgickou čistotou rozumíme zajištění minimálního množství nekovových vměstků v oceli.

Mezi základní způsoby mimopecního zpracování oceli můžeme řadit [4]:

- § *dmýchání inertních plynů*
 - pouhé dmýchání (teplotní a chemická homogenizace oceli; vyplouvání vměstků)
 - dmýchání pod aktivní struskou (reakce mezi struskou a kovem; odsíření oceli)
- § *injektáž přísad*
 - dmýchání pracovních látek pomocí inertního plynu (odsíření oceli; modifikace vměstků; dezoxidace, legování a nauhličování oceli)
 - vhánění přísad formou plněného ocelového profilu (přesné a úsporné legování oceli; modifikace vměstků)
 - zavádění hliníkového drátu (řízená dezoxidace oceli)
- § *rafinace oceli syntetickou struskou* (dezoxidace oceli; řízené odsíření; pohlcování nekovových vměstků)

- § *vakuové zpracování oceli*
 - odplynění v pánvi
 - odplynění v proudu
 - odplynění v komoře (snížení obsahu H a N; vakuová uhlíková dezoxidace; dolegování oceli)
 - oxidační vakuování oceli – VOD (hluboké oduhličení chromem vysoce legovaných ocelí)
- § *rafinace oceli plynnou směsí O_2 –Ar, resp. O_2 – H_2O v konvertoru – AOD*
- § *příhřev oceli v pánvi*
 - elektrickým obloukem za atmosférického tlaku
 - elektrickým obloukem s možností vakuování oceli – ASEA, VAD
 - chemický příhřev – oxidací Al nebo FeSi za atmosférického tlaku
 - chemický příhřev – oxidací Al nebo FeSi ve vakuu

1.1.2 CHEMICKÁ ČISTOTA OCELI

Chemická čistota, jak bylo již uvedeno výše, posuzuje obsah a působení prvků vyskytujících se v oceli [7]. Prvky můžeme rozdělit následujícím způsobem:

- § *prvky přísadové (užitečné)* – slouží zejména k nalegování oceli, ovlivňují příznivě vlastnosti oceli (pevnost, houževnatost, korozivzdornost aj.), patří sem např. Mn, Cr, V, Ni, W, Ti, Al atd.;
- § *prvky doprovodné (stopové)* – doprovází výrobu oceli a jsou považovány za škodlivé, jedná se o např. P, S, O_2 , H, N, Cu, Sn, As, At, Pb atd.

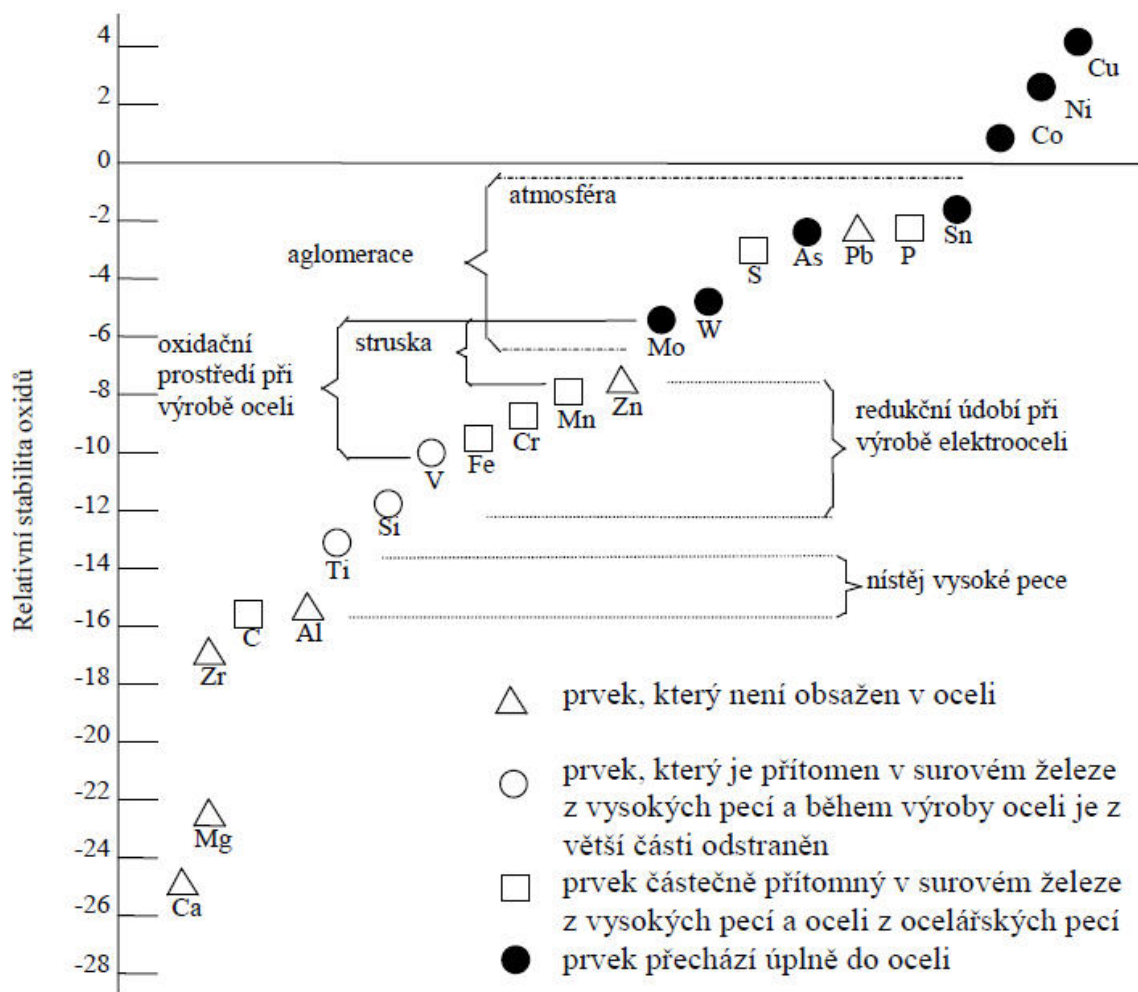
Pozn.: Jednoznačná hranice mezi přísadovými a doprovodnými (škodlivými) prvky neexistuje. Doprovodné prvky, jako např. S, N, Cu, považujeme za škodlivé, avšak v určitých třídách ocelí (např. korozivzdorné či automatové) mohou jednotlivě přispívat ke zlepšení některých jejich vlastností a proto je můžeme v podstatě zařadit u těchto ocelí mezi prvky přísadové (užitečné).

Prvky můžeme také dělit z hlediska možnosti jejich odstranění při hutních pochodech: [7]

- § *prvky lehce odstranitelné v důsledku vysoké afinity ke kyslíku (např. Ca, Mg, Ti, Al, Zr, B, V, Nb, Ba čili prvky nalevo v afinitní řadě od železa)* – odstraňování prvků této skupiny nečiní zvláštní potíže; prvky ve formě oxidů přechází z lázně do strusky a to i za normálního tlaku;
- § *prvky částečně odstranitelné (např. Cr, Mn, S, P, ale i H, N)* – při odstraňování prvků z této skupiny, ve vazbě jako oxidy nebo jiné, mohou vznikat určité technologické problémy; týká se to zejména Cr a Mn, neboť vyšší obsah sloučeniny Cr_2O_3 ve strusce výrazně ovlivňuje její viskozitu a aktivitu jednotlivých složek strusky (např. aktivitu CaO) a tím i rychlost a úplnost důležitých chemických reakcí jako odfosfoření a odsíření;
- § *prvky s vysokou tenzí par při teplotách cca 1600 °C (např. Zn, Pb, Cd, Ag)* – vyžaduje se specifický přístup k jejich odstranění; vypařování je endotermický proces (tlak nasycených par stoupá s teplotou); především Pb a Zn mají již při velmi malých koncentracích negativní vliv na vlastnosti oceli (Pb již při obsahu 10 ppm – 0,001 %);

§ prvky s nízkou afinitou ke kyslíku a vysokou metalurgickou stabilitou v oceli (např. Mo, W, Sn, Ni, Co, Cu, As, Sb) – odstranění prvků této skupiny představuje velký metalurgický problém; současně dochází k nepříznivým vlivům na vlastnosti oceli u Sn, Cu, As, Sb, a to zejména při jejich společném působení.

Rozhodujícím činitelem, v jakém množství přechází prvek z vsázky nebo z pecní atmosféry do oceli, je afinita prvku ke kyslíku, stabilita jeho oxidů při teplotách v pecích a stupeň oxidačního působení jednotlivých údobí při výrobě oceli [7]. V následujícím obrázku 2 jsou prvky uspořádány podle relativní stability oxidů při různých výrobních pochodech, kde stupeň oxidačního působení kyslíku je položen nule.



Obr. 2 - Uspořádání prvků podle stability jejich oxidů s vyznačením stupně oxidačního působení prostředí v metalurgických agregátech [7]

Prvky označené trojúhelníkem se v oceli nevyskytují, neboť jsou odstraněny ze surového železa již ve vysoké peci, nebo v peci ocelářské (Ca, Mg, Zr, Al, Zn, Pb). Prvky označené kroužkem jsou částečně redukovány ve vysoké peci a částečně přecházejí do surového železa, odstraňují se však v oxidačním prostředí ocelářských pecí (Ti, Si, V). Prvky označené čtverečkem se rovněž redukují ve vysoké peci a jsou obsaženy v surovém železe, avšak v ocelářské peci se z kovové lázně odstraňují jen částečně (C, Cr, Mn, S, P). Prvky

označené černým vyplněným kroužkem zcela odolávají oxidaci během výroby oceli a proto přecházejí úplně do vyrobené oceli (Mo, W, As, Sn, Co, Ni, Cu).

Všechny prvky ležící v afinitní řadě vpravo od železa se během výroby z oceli odstranit nedají. Výjimkou je zinek, který při teplotách v ocelářské peci sublimuje, a olovo, které je v železe nerozpustné (ve vysoké peci se shromažďuje v nížeji pece, v ocelářské peci se při malých množstvích pak vypařuje, při větších množstvích uniká do pudy pece). [7]

Pozn.: Afinita prvků ke kyslíku je následujícího pořadí (kde Ca má afinitu největší): vápník (Ca) – hořčík (Mg) – hliník (Al) – titan (Ti) – křemík (Si) – mangan (Mn) – chrom (Cr) – zirkon (Zr) – vanad (V) – fosfor (P) – wolfram (W) – uhlík (C) – železo (Fe) – síra (S) – nikl (Ni) – molybden (Mo) – kobalt (Co) – měď (Cu) [5]

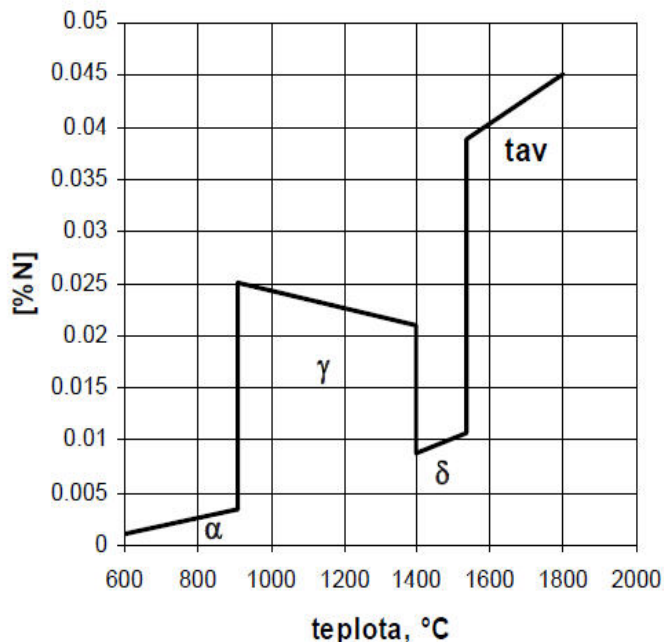
Nyní uvedu několik poznámek o prvcích, které mají vazbu ke kyslíku, síře, či dusíku a tvoří s nimi stabilní sloučeniny. Samotné vliv prvků kyslíku, síry a dusíku bude v následujících odstavcích taktéž popsán, neboť jejich chemické složení podmiňuje jednak vlastnosti samotné mikročistoty oceli, ale také vměstků: [4, 5, 7, 8, 9, 10, 19]

- § **Fosfor – P:** se do oceli dostává se vsázkou. V běžných ocelích bývá obsah pod 0,03 %. Fosfor je silně feritotvorný prvek, snižuje mez únavy, vrubovou houževnatost, korozivzdornost (obsah nad 50 ppm - 0,005 %), vyvolává křehkost oceli za studena, zvyšuje sklon k tvoření trhlin, prasklin a křehkých lomů, zhoršuje svařitelnost. K dobrému odfosfoření je zapotřebí dostatečné množství silně zásadité strusky a její dostatečná tekutost (vysoký obsah CaO, malý obsah SiO₂), dostatečné množství kyslíku (optimální obsah FeO ve strusce) a relativně nízká teplota. Okysličování fosforu je značně exotermní reakce a má dobrý průběh za nižších teplot (při vysokých teplotách hrozí zpětná redukce fosforu).
- § **Síra – S:** do oceli se opět dostává se vsázkou a z paliva (např. koks, topný olej apod.). Obsah síry v běžných ocelích by měl být pod 0,02 %, u vysokojakostních pod 0,005 %. Se železem vytváří nízkotavitelné sulfidy železa s teplotou tání od 940 - 985 °C. Při tuhnutí se toto eutektikum může vylučovat po hranicích zrn austenitu a způsobit snížení vrubové houževnatosti oceli. Je proto nutné vytvářet stabilnější sulfidy s vyšší teplotou tání s prvky jako např. Mn, Cr, Ti, či Zr. Například za přítomnosti Mn v oceli se přednostně tvoří MnS před FeS s teplotou tavení kolem 1530 °C. MnS je v železe méně rozpustný než FeS, a přechází z velké části proto do strusky. Síra stejně jako fosfor je z oceli obtížněji odstranitelná. Pro dobré odsíření je potřeba dostatečné množství vysoce zásadité strusky (vysoký obsah CaO), dobrý a rychlý průběh dezoxidace strusky (obsah FeO pod cca 2 %) a vysoká teplota (zlepšuje kinetické podmínky reakcí).
- § **Uhlík – C:** je velmi významný dezoxidační prvek, neboť zplodiny reakce uhlíku s kyslíkem jsou plynné. Tato schopnost se zvyšuje za sníženého tlaku. Uhlík je povrchově aktivní a jeho přítomnost v železe má značný vliv na chování dalších prvků.
- § **Mangan – Mn:** je řazen k slabým dezoxidačním prvkům (do 2 % je Mn dokonce slabším dezoxidovadlem než uhlík). Do oceli se dostává v přítomnosti především feroslitin. Mangan se váže s veškerou sírou v oceli na MnS (není-li přítomen jiný

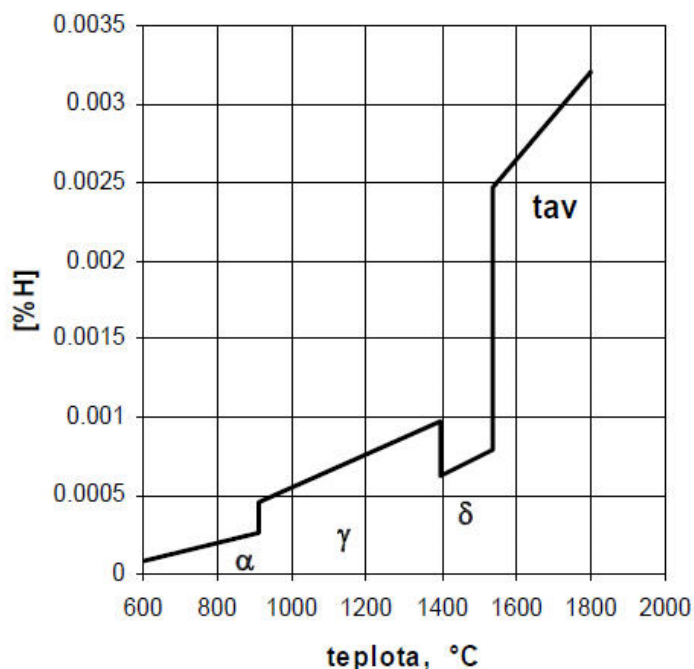
prvek s vyšší afinitou k síře), a teprve potom zbylá část Mn leguje ocel. Teplota tání MnS je cca 1530 °C.

- § **Křemík – Si:** je silnějším dezoxidovadlem než Mn (avšak do obsahu uhlíku pod 0,3 % je tento účinek slabý). K zvýšenému dezoxidačnímu účinku dochází při simultánním přísazení Mn a Si do oceli v poměru 6:7 a při obsahu Mn v rozmezí 0,4% až 0,6%. Oxidy křemíku mají kyselou povahu a reagují s Fe, Mn, a Al.
- § **Hliník – Al:** se vyznačuje nejen vysokou afinitou ke kyslíku, ale též k dusíku a síře. Z hlediska dostupnosti a ceny je nejpoužívanějším dezoxidačním prvkem. Využívá se pro zjemnění zrna a pro vyšší afinitu k dusíku ke stabilizaci nestárnoucích ocelí. Jako legující prvek se používá jen zcela výjimečně. Oxidy hliníku s teplotou tání kolem 2015 °C a vysokou tvrdostí jsou často součástí mnoha polykomponentních oxidů s obsahem Ca, Fe, Mg, SiO₂ a dalších.
- § **Titan – Ti:** se používá jako mikrolegující prvek. Je vhodný pro zjemnění zrna, tvoří karbidy, oxidy, sulfidy, nitridy, karbonitridy aj. Sloučeniny titanu se vyznačují vysokou teplotou tání (např. TiO – 1750 až 2020 °C, TiC – cca 3200 °C, TiN – cca 2900 °C) a vměstky na bázi titanu svou křehkostí (netvárností). K dezoxidaci se používá u některých skupin ocelí spolu s hliníkem.
- § **Zirkonium – Zr:** se slučuje s kyslíkem, dusíkem, uhlíkem a sírou. Zirkonium je silnějším dezoxidovadlem než Ti nebo Al. Je vhodný pro zjemnění zrna oceli a tvorbu netvárných sulfidů. Sloučeniny zirkonia mají vysokou teplotu tání pohybuující se kolem 2 500 °C a vysokou tvrdost. Nevýhodou je vysoká cena.
- § **Vápník – Ca:** je v oceli téměř nerozpustný, vyznačuje se vysokou afinitou ke kyslíku a síře. Na rozdíl od ostatních prvků nemá vedlejší účinky na základní kovovou matici. Přísadou Ca lze zabránit vytváření shluků vměstků Al₂O₃, měnit jejich chemické složení a teplotu tání. Slouží tedy jako modifikátor vměstků. Sulfidy s vápníkem jsou netvárné.
- § **Hořčík – Mg:** je v oceli rozpustný pouze nepatrně. Přítomností prvků, jako např. C, Mn, či Cr, se rozpustnost hořčíku v oceli zvyšuje. Hořčík je často přítomen v částicích pocházejících z pudy a strusky. Potlačuje tvorbu karbidů. Vyšší obsah Mg vyvolává trhliny za tepla (pokles pevnosti za tepla). Vyznačuje se vysokou afinitou ke kyslíku a síře. Vhodný jako desulfurační činidlo, nevýhodou je ale vysoká cena.
- § **Kyslík – O₂:** je jeden z nejdůležitějších prvků při výrobě oceli vůbec. Pomocí kyslíku (v plynné formě nebo ve formě oxidů) je prováděno zkujňování, odsíření, uhlíkový var, odplynění oceli aj. Kyslík rozpuštěný v železe zvyšuje již při obsahu 0,01 % tvrdost a křehkost za normálních teplot a je příčinou vad. Vzniklé oxidické vměstky o různých velikostech (od 70 μm až po < 1 μm), tvarech a chemickém složení, které se tvoří při reakcích kyslíku s doprovodnými prvky, působí jako koncentrátoři napětí a výrazně ovlivňují mechanické vlastnosti oceli.

§ **Dusík – N:** se do oceli dostává především z pecní atmosféry. Vliv strusky na přechod dusíku do roztavené oceli hraje zásadní roli, neboť s rostoucí zásaditostí strusky roste i propustnost dusíku. Důležitým faktorem je také způsob výroby oceli. Obsah dusíku v EOP je vyšší než např. v kyslíkových konvertorech, a to díky přechodu atomárního dusíku do kovu v místě elektrického oblouku. Ve srovnání s vodíkem je dusík charakterizován silnějšími vazbami. Samotný se váže na nitridy, karbonitridy nebo oxinitridy. Rozpouštění dusíku v železe je endotermický proces (při snižování teploty se jeho rozpustnost snižuje). V oblasti austenitu se však s poklesem teploty rozpustnost dusíku zvyšuje (viz. obr. 3). Příčinou je tvorba nitridů Fe_2N a Fe_4N (obě reakce jsou exotermické a jejich kladný tepelný efekt převyšuje zápornou hodnotu rozpouštěcího tepla dusíku v železe). Vylučování nitridů z přesyceného tuhého roztoku dusíku v železe probíhá precipitací, při které atomy intersticiálního dusíku difundují povětšinou k hraničním zrn, k mřížkovým poruchám nebo dislokacím, kde dochází k jejich shlukování a tvorbě nitridů - stárnutí oceli. Stárnutí oceli je podporováno zvýšením teploty, deformací za studena aj. a má jednoznačný vliv na vlastnosti oceli. Eliminace tohoto jevu je možná např. uplatněním pánvové a vakuové metalurgie nebo vyvázáním dusíku na stabilní sloučeniny s Al, Ti, či Nb. Obecně se dá říci, že dusík v oceli zvyšuje pevnost, tvrdost, ale současně snižuje vrubovou houževnatost.



Obr. 3 – rozpustnost dusíku v železe [7]



Obr. 4 – rozpustnost vodíku v železe [7]

§ **Vodík – H:** se do oceli dostává opět z atmosféry či z vlhkosti kovové vsázky, vyzdívky aj. Způsobuje vznik vad jako např. vycezenin, vločkovitosti či porozity. Zvýšený obsah vodíku v oceli

způsobuje lámavost oceli za červeného žáru a tedy i zvýšené množství počtu povrchových vad při tváření. Rozpouštění vodíku v železe je opět endotermický proces (při poklesu teploty se rozpustnost snižuje viz. obr. 4). Skokové změny rozpustnosti způsobují uvolnění atomárního vodíku z mřížky (v mřížce je umístěn stejně jako dusík v intersticiálních polohách) a následné difúzi k mikrodefektům nebo k místním mikrotrhlinkám. V těchto místech se koncentruje a probíhá jeho rekombinace na molekulární vodík, který je již v mřížce nepohyblivý. Pro tuto změnu je typický vznik vysokých tlaků (řádově desítky MPa), které vyvolávají silná místní pnutí, jenž vedou při teplotách 200 až 400 °C až k porušení soudržnosti materiálu a vzniku některých typických vad (vlasové trhliny, vločky). Z tohoto plyne jasný negativní vliv na užité vlastnosti oceli. Vhodným způsobem eliminace je použití např. vakuového zpracování oceli.

Pozn.: Příčinou skokových změn v rozpustnosti, ať už u vodíku nebo dusíku, jsou volné prostory krystalových mřížek austenitu (FCC) a feritu (BCC). Mřížka FCC má koeficient zaplnění 74% a BCC 68%. Z toho plyne snadnější průběh difúze atomů v mřížce BCC oproti FCC. Ve srovnání ale s FCC má BCC malé volné prostory mezi atomy železa, a z tohoto důvodu je zde i nižší rozpustnost malých intersticiálních atomů. [7, 11].

1.1.3 METALOGRAFICKÁ ČISTOTA OCELI

Metalografická čistota pojednává o čistotě oceli z hlediska obsahu nekovových vměstků. Jedná se o částice nekovového charakteru, jejichž původ souvisí s průběhem fyzikálně - chemických reakcí při výrobě, odlévání a tunutí oceli. Vměstky můžeme dělit dle původu na exogenní/endogenní, dle chemického složení na oxidy/sulfidy/karbidy aj., dle tvaru a homogenity na globulitické/hranaté/heterogenní aj., dle vznikající teploty na primární/sekundární/terciární aj., dle tvařitelnosti na tvařitelné/netvařitelné [7]. Každý vměstek lze tímto způsobem rozdělení popsat.

1.1.3.1 EXOGENNÍ VMĚSTKY

Exogenní vměstky, nebo-li vměstky náhodného charakteru, jsou do oceli vneseny působením okolního prostředí [9]. Vznikají tedy při reakcích roztavené oceli se žáruvzdorným materiálem, struskou či atmosférou. Výskyt a charakter exogenních vměstků závisí tedy na komplexu faktorů daných použitým výrobním procesem. Rozložení, chemické složení a tvar těchto vměstků je zcela nahodilý a nepravidelný. Typickým znakem exogenních vměstků jsou jejich velké rozměry a heterogenita. Exogenní vměstky jsou nanejvýš nežádoucí a poukazují povětšinou na technologickou nekázeň.

REAKCE ROZTAVENÁ OCEL - ŽÁRUVZODRNÝ MATERIÁL

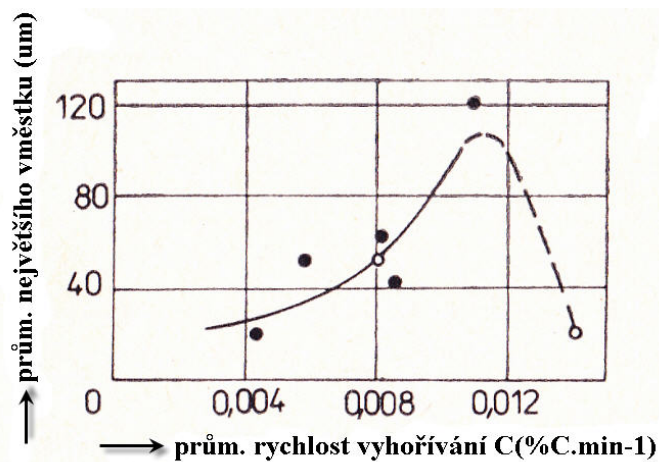
Během výroby a odlévání dochází ke styku pracovní vrstvy s tekutou ocelí. Tekutý kov jednak mechanickým způsobem vymílá částice ze žáruvzdorného materiálu (např. při proudění), což nazýváme erozí, a jednak dochází k fyzikálně - chemickým reakcím na rozhraní (s rostoucím aktivním rozhraním rostou i příznivě podmínky pro tvorbu exogenních vměstků), nebo-li ke korozi. Oxidy žáruvzdorných materiálů reagují s prvky obsaženými

v oceli a strusce (např. redukce SiO_2 ze šamotu hliníkem) [9]. Velikost vzájemného působení je dána chemickým složením a teplotou oceli, způsobem lití, žáruvzdorností, porozitou, stejnorodostí struktury použitého keramického materiálu a jeho odolností proti náhlým změnám teploty [7].

Velký vliv na korozi žáruvzdorných materiálů má smáčitelnost roztavenou ocelí, resp. struskou. S rostoucím stupněm oxidace oceli, roste i smáčitelnost keramických materiálů ocelí. S tím úzce souvisí pronikání tekuté oceli nebo strusky do pórů a trhlin těchto materiálů, které tvoří vyzdívku [7].

REAKCE ROZTAVENÁ OCEL – STRUSKA

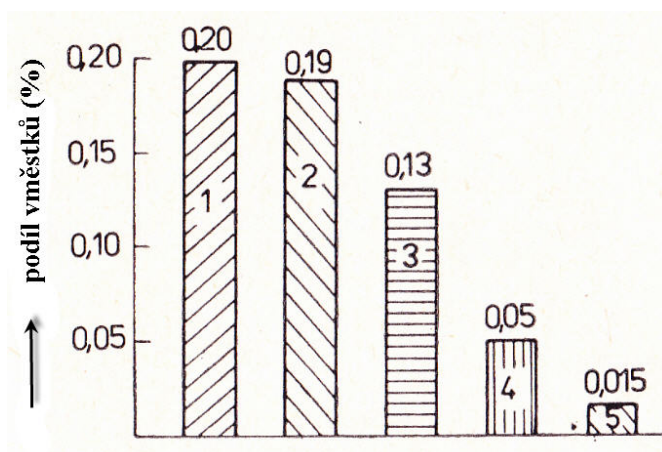
Částice pecní strusky se v roztavené oceli spojují a vyplouvají ke hladině. Pokud nejsou vytvořeny časové předpoklady pro jejich dokonalou segregaci, existuje značné riziko, že určitý podíl struskových částic zůstane obsažen v oceli v podobě exogenních vměstků. Na vyplouvání částic má vliv řada faktorů, jako je např. hustota strusky, viskozita oceli, velikost částic, mezifázové napětí struska - kov aj. [7]. Při zkoumání vzhledu a chemického složení vměstků ve všech údobích tavby bylo zjištěno, že se obsah CaO , SiO_2 , MgO , MnO , Al_2O_3 v exogenních vměstkách během výroby oceli mění, se změnou chemického složení strusky. Velikost exogenních vměstků závisí též na intenzitě oxidace [12] (viz. obr. 5).



Obr. 5 – závislost velikosti vměstku na rychlosti vyhořívání uhlíku [9]

REAKCE ROZTAVENÁ OCEL - ATMOSFÉRA

Dalším faktorem ovlivňující znečištění oceli vměstky je reakce mezi roztavenou ocelí a vzduchem (resp. atmosférou). Povrchové vrstvy kovu strhávají do proudu oceli určitý podíl vzduchu. Z tohoto hlediska je obzvláště nebezpečná část při odpichu a odlévání do kokil [9]. Tento samotný jev nazýváme druhotnou (sekundární) oxidací oceli. Touto oxidací se tvoří na povrchu tekuté oceli oxidy v závislosti na jejich afinitě ke kyslíku. Čím bude ocel legována prvky s vyšší afinitou ke kyslíku, tím bude druhotná oxidace větší [7]. Typickým znakem těchto vměstků je nepatrný obsah sulfidů, velký rozměr a přítomnost dezoxidčních prvků Si a Mn. V oceli se při druhotné oxidaci nejprve oxiduje volný hliník, poté Si, Mn a následně i železo. Všechny tyto prvky mohou být přítomny v témže vměstku [9].



Obr. 6 – účinek ochrany licího proudu [9]
1-propan-butan; 2-syntetická struska; 3-syntetická struska a beztlaková výlevka; 4-ponorná výlevka a syntetická struska na hladině kovu; 5-ochrana licího proudu argonem

Z těchto důvodů je proto nutné zabránit druhotné oxidaci oceli a odlévat v ochranné atmosféře nebo pod tekutými struskami. Na obrázku 6 je znázorněn podíl nekovových vměstků při různých způsobech ochrany licího proudu oceli.

Pozn.: V této souvislosti je nutné zmínit, že při obsahu kyslíku pod 10 ppm a síry pod 8 ppm v oceli [7], se ocel stává tzv. „žravou“. Jelikož kyslík a síra jsou povrchově aktivní (obohacují povrchové vrstvy roztavené oceli), je jejich nedostatek nahrazován dusíkem a vodíkem z okolní atmosféry. Tato absorpce vodíku a dusíku je doprovázena následnými difuzními procesy do objemu kovu.

REAKCE ROZTAVENÁ OCEL – TEPLOTA

Je všeobecně známo, že vyšší teplota oceli v peci či pánvi vyvolává vyšší tepelné namáhání žáruvzdorného materiálu a tudíž i zvýšený erozní účinek. Naproti tomu vyšší licí teplota při odlévání oceli do kokil má prokazatelně pozitivní účinek, jak je popsáno v pracích [13, 14]. Autoři pozorovali v oceli uklidněné hliníkem makroskopické vměstky (o velikosti > 100 μm) ve střední a patní části ingotu. Zdrojem vměstků při nízké, ale i vysoké licí teplotě byly reakce způsobené erozí vyzdívky a druhotnou oxidací oceli. Avšak při odlévání za vyšších teplot mohou být vměstky zalité do oceli před ztuhnutím snáze vyneseny prouděním oceli, což při nízké licí teplotě a tudíž při vyšší viskozitě a kratším intervalu mezi nalitím a ztuhnutím oceli není možné.

Pozn.: Velký problém v praxi je však jednoznačně určit, zdali vměstek vznikl erozí, resp. korozí vyzdívky nebo druhotnou oxidací. Složitost problému je daná tím, že tytéž sloučeniny mohou být zplodinami dezoxidace, komponenty strusky či žáruvzdorných materiálů. Například u oxidů hliníku nebo křemíku obsažených ve vměstcích nelze jejich původ téměř zjistit, pouze hořčík se považuje obvykle za typický prvek vyzdívky [9].

1.1.3.2 ENDOGENNÍ VMĚSTKY

Endogenními vměstky nazýváme částice tvořené fázemi, které se tvoří a vylučují při poklesu rozpustnosti především síry, kyslíku a dusíku v železe a při jejich chemických reakcích s přítomnými prvky. Vznikají ať už při výrobě, dezoxidaci, legování nebo krystalizaci oceli. Existují tedy nejen v roztavené oceli v peci nebo pánvi, ale i po celou dobu poklesu rozpustnosti reagujících látek a to i při chladnutí a tuhnutí oceli [9].

Endogenní vměstky můžeme dělit obecně podle údobí vzniku na:

- § primární vměstky
- § sekundární vměstky
- § terciární vměstky
- § precipitační vměstky

Primární vměstky vznikají při tzv. primární dezoxidaci, tzn. po přísazení a rozpouštění dezoxidovadel v roztavené oceli. Tyto vměstky existují v roztaveném kovu, což dává dobré podmínky pro jejich vyplouvání a odlučování z oceli v peci nebo pánvi. Tyto nekovové vměstky jsou vynášeny z tekuté oceli tokem oceli směrem k fázovému rozhraní se struskou, kde jsou zachyceny a následně tekutou struskou absorbovány [4].

Sekundární vměstky vznikají v podstatě při kontaktu hotové oceli s okolní atmosférou či žáruvzdorným materiálem. Dosahují zpravidla velkých rozměrů, jsou tedy často považovány za vměstky exogenní.

V oblasti teplot mezi likvidem a solidem se tvoří tzv. terciární vměstky. Vznikají v důsledku prudkého poklesu rozpustnosti kyslíku, síry a dusíku, resp. vodíku a zvýšením koncentrace prvků v matečném roztoku [9].

Precipitační vměstky vznikají pod teplotou solidu následkem dalšího poklesu rozpustnosti kyslíku, síry a dalších prvků a následkem difúzních jevů. Tyto vměstky se vylučují po hranicích zrn (i na plochách již existujících vměstků) a zeslabují jejich soudržnost.

Jak již bylo řečeno výše, silně dezoxidovaná a odsířená ocel a např. legovaná nitridotvornými prvky, výrazně více pohlcuje kyslík, síru a dusík za tvorby právě vměstků. Reakcemi tvorby vměstků je ocel ochuzována o prvky, které byly do oceli přidány úmyslně pro zlepšení technologických a užitných vlastností. Z tohoto opět plyne nutnost ocel chránit vhodnými metodami, např. ochrannou atmosférou. Pohyb samotných vměstků a difúze prvků je pak ztížena i přítomností samotných dendritů ve struktuře oceli. Zpravidla jemnější vměstky jsou uloženy v mezidendritických prostorech, při následujícím ohřevu oceli se pak ukládají povětšinou po hranicích zrn.

VZNIK ZÁRODKŮ NOVÉ FÁZE, POČET, VELIKOST, POHYB A DISPERZITA VMĚSTKŮ

Jednou z podmínek vzniku vměstků v oceli je proces vyloučení nové fáze ve fázi staré, které začíná vznikem stabilního zárodku. Příslušné děje se řídí termodynamickými zákony, které platí jak pro vznik vměstků, tak i pro samotnou krystalizaci taveniny. Aby shluky molekul byly schopny existence jako nové fáze, musí být síla působící mezi molekulami nové fáze větší, než-li je síla působící na tyto molekuly v tekutém železe. Při tvorbě zárodku se vytváří mezifázové rozhraní mezi novou a starou fází. Velký význam z tohoto hlediska má povrchová energie reprezentovaná mezifázovým napětím, na jehož velikost má vliv přítomnost povrchově aktivních prvků.

Nukleace zárodků nové fáze ve fázi staré souvisí s heterofázovými fluktuacemi [10] (místní i časové odchylky koncentrace od středních hodnot), které při určitých hodnotách umožňují vznik zárodků, čímž dochází k rozpadu původního homogenního roztoku [7]. K vyloučení nové stabilní fáze v roztoku a k jejímu růstu dojde jen tehdy, je-li celková změna Gibbsovy energie (volné entalpie) soustavy záporná a existuje-li určitá hybná síla pochodu (aktivační energie nukleace) [9].

Čím bude přesycení roztoku větší, tím vyšší bude hybná síla pochodu a pravděpodobnost vzniku stabilních zárodků nové fáze, tzn., že bude vznikat větší počet zárodků nové fáze. Počet vměstků závisí tedy na počtu krystalizačních zárodků a na přesycení roztoku, tj. na výchozí koncentraci a rychlosti ochlazování.

Jestliže se vměstky tvoří nad teplotou likvidu (primární, resp. sekundární), růst zárodků se uskutečňuje difúzí, ale rovněž kolizí menších částic nové fáze, koalescencí (splnutím vměstků) nebo koagulací (spojením vměstků se zachováním mezifázového rozhraní). Průběh koalescence a koagulace je podmíněn viskozitou splývajících fází a velikostí mezifázového napětí. Tato hodnota roste při poklesu teploty a klesá za přítomnosti povrchově aktivních prvků (jako např. O, S, C, P, Al, či N) [9]. Hustota nekovových vměstků je nižší než u Fe, a proto mohou vměstky z oceli vyplouvat. Tomu však brání do určité míry odpor okolní taveniny. Pravděpodobnost kolize, koalescence nebo koagulace částic roste, a tím i pravděpodobnost odstranění vměstků z oceli, při odpichu, dmýchání argonu nebo vakuování (neboli při turbulentním pohybu lázně).

Jestliže se vměstky tvoří v oblasti mezi likvidem a solidem (vměstky terciární), pak podmínkou jejich vzniku je rychlost ochlazování a podmínkou růstu přísun reaguujících složek. Ten je však omezen zásobou matečné taveniny, tj. velikostí volných prostorů mezi dendrity a velikostí intervalu mezi solidem a likvidem [9].

Velikost vměstků v tuhé oceli je dána před vstupem do dvoufázové oblasti výchozí koncentrací prvků tvořících vměstky (hlavně kyslíkem a sírou), dále pak druhem a množstvím dezoxidačních prvků, velikostí primárních a sekundárních vměstků (obsažených v roztavené oceli před vstupem do dvoufázové oblasti) a v neposlední řadě rychlostí ochlazování, která má vliv mimo jiné i na velikost mezidendritických prostorů.

Velikost mezidendritických prostorů úzce souvisí i se vzdáleností mezi vměstky (disperzitou), kde se při tuhnutí uchycují. Vzdálenost mezi vměstky jednotlivě se vyskytujícími je tím vyšší, čím je větší rychlost ochlazování a čím je nižší přesycení roztoku [9].

MORFOLOGIE VMĚSTKŮ

Rozmanitost vměstků a jejich vzhled je určen přítomností řady prvků v roztoku železa, tyto prvky pak:

- § tvoří chemické sloučeniny různých vlastností se sírou, kyslíkem či dusíkem;
- § mění hodnotu mezifázového napětí;
- § tvořící nekovové částice se mohou i vzájemně rozpouštět (např. FeS – FeO – MnS - MnO) apod.

Nejvýznamnější postavení zaujímají síra a kyslík, které se na tvorbě vměstků podílejí nejvíce a jsou na sobě částečně i závislé. V menší míře pak nitridy a karbidy. Snížení obsahu kyslíku vede ke snížení rozpustnosti a zvýšení aktivity síry a tedy k snadné tvorbě sulfidů [9].

Různé morfologické změny probíhají při pochodech v roztavené oceli, různé při krystalizaci, při ohřevu, resp. tepelném zpracování, či tváření oceli.

Způsob provedení dezoxidace, v závislosti na použitých dezoxidačních prvcích a hodnotách zbytkových obsahů těchto prvků, ovlivňuje chemické složení, tvar, uspořádání a množství nekovových vměstků, ať už se jedná o oxidy, sulfidy, nitridy nebo jejich kombinace.

Pozn.: Endogenní oxidické vměstky z hlediska termodynamiky i kinetiky mohou vznikat téměř ihned po přísadě dezoxidačního činidla. Avšak nitridy a zvláště sulfidy vznikají až při tuhnutí a chlazení oceli.

Morfologie oxidických vměstků

Při přísadě dezoxidačního prvku Me do taveniny obsahující kyslík se tvoří produkt dezoxidace MeO nebo v obecnějším případě Me_xO_y . Tento produkt může být při daných teplotách v plynném (např. CO), tekutém nebo pevném stavu.

V případě tekutých nebo tuhých produktů dezoxidace se obvykle netvoří čistá fáze Me_xO_y , ale sloučeniny ($Fe_nO_m \cdot Me_xO_y$) nebo směsi oxidů ($Fe_nO_m + Me_xO_y$) [7].

Tvar vměstků, při klesající aktivitě kyslíku v oceli a stoupající aktivitě dezoxidačního prvku a při relativně nízkých výchozích obsazích kyslíku, se vyvíjí od drobných kulatých vměstků na bázi FeO.MeO k dendriticky rostoucím vměstkům, ve kterých klesá obsah FeO, až ke vměstkům hranatým, které představují čisté mineralogické útvary (např. korund, Al_2O_3).

Oxidické vměstky se tvoří během všech údobí tavby a odlévání oceli, přičemž největší množství vměstků v utužené oceli má svůj původ v dezoxidaci [15]. Velmi nepříznivě působí vměstky, které vznikají sekundárně a terciárně. Během krystalizace a ochlazování oceli zůstávají již v kovu a negativně ovlivňují mechanické vlastnosti ocelí. Morfologie těchto vměstků je dána druhem a zbytkovým množstvím použitého dezoxidovačla. U uklidněné oceli je určující zbytkový obsah nejsilnějšího dezoxidovačla [7].

Morfologie sulfidických vměstků

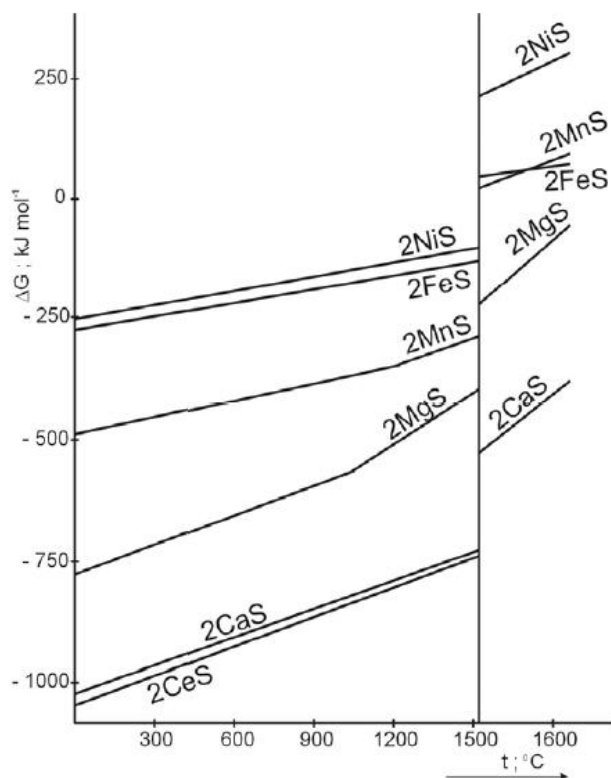
Obecně řečeno, sulfidy tvoří s prvky obsaženými v oceli sloučeniny typu Me_xS_y . Dle obrázku 7 lze vidět, že v roztaveném železe mohou vznikat pouze sulfidy prvků – Ce, Ca a Mg. Vznik dalších sulfidů za stejných podmínek je termodynamicky nepravděpodobný. Popírá se i možnost vzniku sulfidu železa a manganu v tekutém železe [7].

Proces tvorby sulfidů je komplikován i skutečností, že síra rozpuštěná v tekutém železe se následkem změny rozpustnosti pod křivkou likvidu vylučuje z roztoku, obohacuje matečnou taveninu a až při určitém přesycení dojde k reakci provázející vznik a růst zárodků. Pro vznik sulfidů je tedy potřeba určitého přesycení. Sulfidické vměstky se tvoří, jak bylo řečeno již výše, zpravidla až při ochlazování a tuhnutí oceli s výjimkou sulfidů Ce, Mg a Ca, které vznikají již v roztaveném kovu [15].

Stejně jako u oxidických vměstků je morfologie sulfidů určena především druhem a zbytkovým množstvím použitého dezoxidovadla, dále obsahem kyslíku, uhlíku a dalších prvků v oceli (z uvažovaných dezoxidovadel mohou tvořit sulfidy prvky PVZ, Ca či Mg).

Pozn.: Rozpustnost síry v technickém čistém železe je velmi malá (cca 0,003 %). Určitými legujícími prvky lze však rozpustnost síry poněkud zvýšit [15]. Snižování rozpustnosti síry během tuhnutí vede k neustálému obohacování taveniny sírou. Bylo prokázáno, že při běžných rychlostech tuhnutí ingotů a odlitků z uhlíkových ocelí je podstatná část síry vázána v sulfidech a jen asi 2 až 5 % z celkového obsahu síry je přítomno v elementárním stavu. Rychlost tuhnutí ovlivňuje poměr síry zůstávající v roztoku

a síry vázané v sulfidech. Při stále větších rychlostech ochlazení se postupně snižuje podíl síry v sulfidech, až při rychlosti tuhnutí 5 000 [cm.min⁻¹] zůstává veškerá síra v elementárním stavu. [7]



Obr. 7 – změna Gibbsovy energie při vzniku sulfidů [7]

V následující tabulce 1 je schématicky znázorněna závislost morfologie vměstků na obsahu aktivního kyslíku:

Typ vměstků podle Simsovy klasifikace	Podmínky vzniku	Tvar a rozmístění vměstků
I.	vysoký obsah aktivního kyslíku	globulitické, heterogenní
II.	kritický obsah aktivního kyslíku	ploché dendritické nebo jehlicové tvary, v řezu řetízky nebo eutektické útvary
III.	nízký obsah aktivního kyslíku	polyedrické útvary, homogenní
IV.	nízký obsah aktivního kyslíku a přebytek dezoxidačního prvku	shluky velmi jemných vměstků

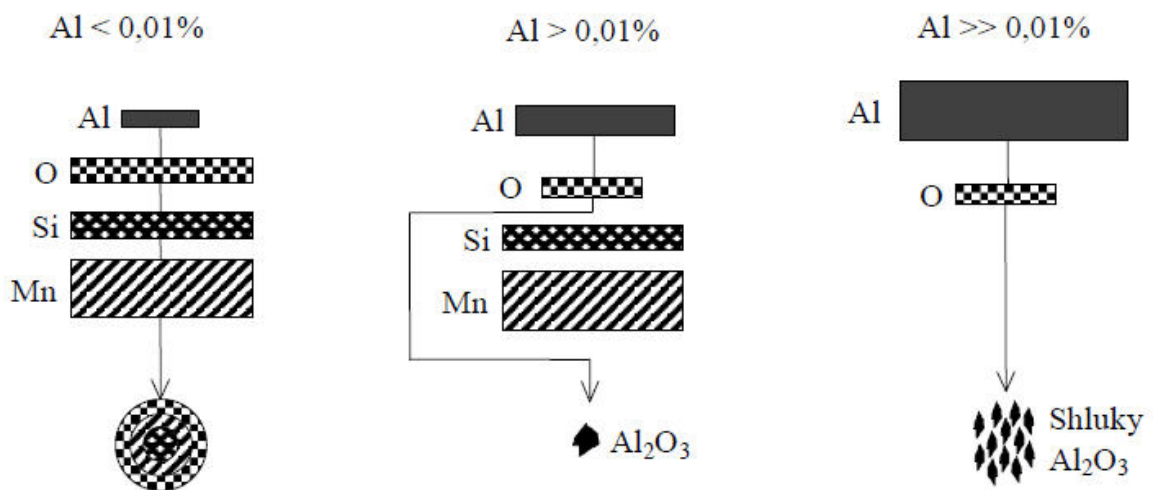
Tab. 1 – závislost morfologie vměstků na obsahu aktivního kyslíku [9]

Z tabulky 1 je patrná klasifikace vměstků do čtyř základních skupin (I - IV). Sulfidy II. typu výrazně oslabují soudržnost oceli, díky velmi nevhodnému způsobu vyloučení. To se ještě více stupňuje při tváření za tepla. Při vysoké rychlosti ochlazování lze očekávat výskyt sulfidických vměstků I. typu. Naproti tomu sulfidy II. typu se budou vyskytovat v pomalu tuhnoucí střední části ingotu [9].

Morfologie karbidických a nitridických vměstků

Nitridy netvoří s kyslíkem směsné roztoky. Z taveniny se vylučují v pevném stavu. V přítomnosti prvků s vysokou afinitou k dusíku (např. Ti či Zr) tvoří nitridy těchto prvků krystalizační zárodky, podstatně zjemňují strukturu oceli, snižující možnost vzniku kamenitého lomu a omezující výskyt trhlin.

Karbidy dezoxidačních prvků mají obecně nižší termodynamickou stabilitu než oxidy, sulfidy či nitridy. V souladu s termodynamickými zákony existuje však pravděpodobnost vzniku karbonitridů, a to konkrétně karbonitridů Ti, Zr, Hf, Nb nebo V. Proces tvorby karbonitridů je přímo závislý na obsahu uhlíku v oceli. Všeobecně se vyznačují vysokou tvrdostí a při tváření nemění svůj tvar. Svým ostrohranným tvarem jsou však podobně jako nitridy koncentrátory napětí a při větších rozměrech mohou být zdrojem vzniku mikrotrhlin. [7]

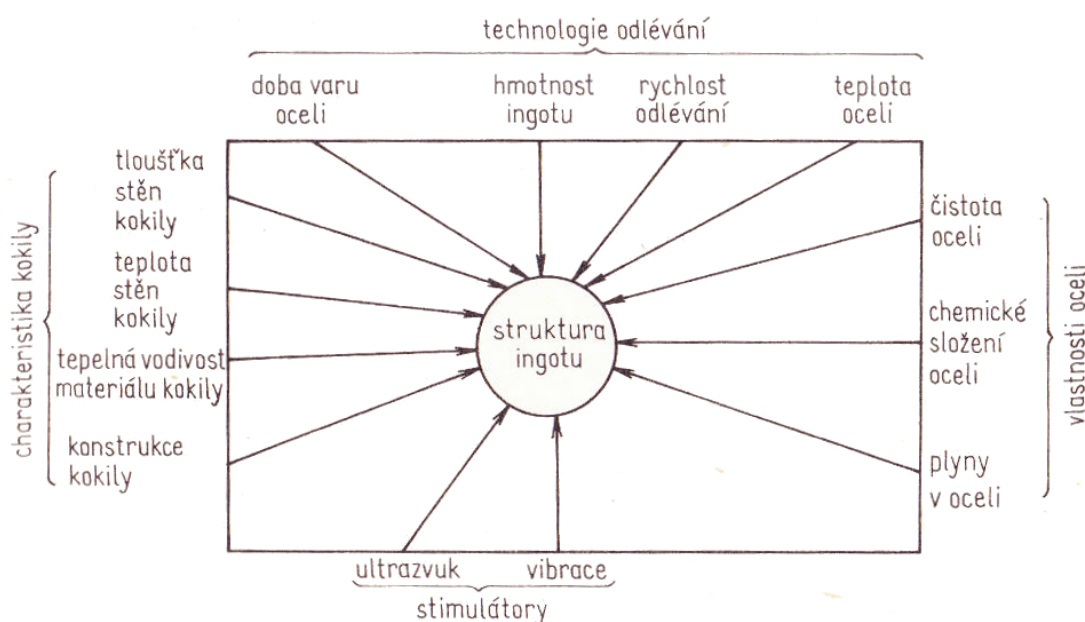


Obr. 8 – morfologie vměstků v závislosti na zbytkovém obsahu hliníku (středně uhlíkaté oceli) [7]

Obrázek 8 demonstruje vznik a morfologii vměstků v závislosti na zbytkovém obsahu hliníků v oceli. Horní obdélník reprezentuje množství hliníku rozpuštěného v tekuté oceli po dezoxidaci. Ostatní obdélníky znázorňují obsah Si, Mn a zbytkového množství O.

1.2 DEFINICE FAKTORŮ OVLIVŇUJÍCÍCH STRUKTURU OCELI

Tuhnutí ingotů lze označit za jeden z nedůležitějších pochodů při samotné výrobě. Na průběhu tuhnutí závisí úroveň užitných vlastností výrobku. Tuhnutím rozumíme přechod kovu z kapalného stavu do stavu tuhého. Tento děj v sobě zahrnuje, jak samotnou krystalizaci (vznik krystalizačních zárodků a růst krystalů), tak i mechanismus vzniku staženin a ředin, mechanismus vzniku segregáčnických jevů a vycezenin, mechanismus tvorby mikro a makrostruktury aj. [16].



Obr. 9 – vlivy faktorů ovlivňujících strukturu ingotu [15]

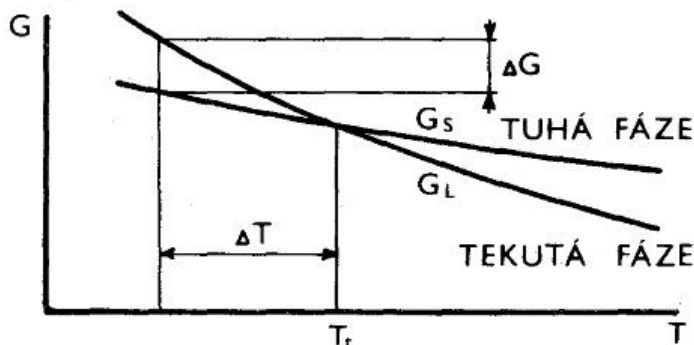
Schéma na obrázku 9 obecně, ale velmi přehledně demonstruje vlivy různých faktorů ovlivňujících strukturu ingotu. Faktorů působících na kvalitu ingotu je však z komplexního hlediska ve skutečnosti mnohem více a jejich podrobný popis je mimo rozsah této diplomové práce.

1.2.1 DENDRITICKÁ STRUKTURA OCELOVÝCH INGOTŮ

Vnitřní struktura ocelového ingotu a procesy samotné krystalizace oceli jsou úzce spjaty. Ovlivňujeme-li jakýmkoliv způsobem krystalizační pochody probíhající v roztavené oceli, má to za následek změnu vnitřní struktury ocelového ingotu a tím i změnu mechanických a fyzikálních vlastností.

1.2.1.1 KRYSTALIZACE A PROCES NUKLEACE

Základní hnací silou přechodu z taveniny do tuhé fáze je změna volné entalpie ΔG . Na obrázku 10 je znázorněn průběh změny volné entalpie na teplotě kapalného a tuhé kovu. Aby rozdíl volné entalpie ΔG mezi nově vznikající a původní fází byl dostatečný k podnícení krystalizace a zajištění stability vznikajících krystalů, musí krystalizace probíhat za teplot nižších, než je rovnovážná teplota T_t , tj. při určitém přechlazení ΔT [5].



Obr. 10 – změna volné entalpie tuhé a tekuté fáze na teplotě [5]

Tato základní termodynamická

podmínka sama o sobě není dostačující, protože o vlastním počátku fázové změny rozhoduje i kinetický faktor [17]. Ve své práci [20] B. Chalmers říká, že vznik nové fáze v tavenině závisí na rychlosti růstu krystalů. Aby krystalizace v tavenině mohla vůbec nastat, musí zde být přítomen zárodek tuhé fáze. Není-li v tavenině přítomen zárodek tuhé fáze, tak ani při vysokém přechlazení nemusí ke krystalizaci dojít.

Rozlišujeme dva druhy zárodků a z tohoto hlediska i nukleaci na:

- § homogenní nukleaci
- § heterogenní nukleaci

Při homogenní nukleaci předpokládáme, že nová fáze vzniká bez pomoci cizích zárodků. Zárodky krystalů tuhé fáze vznikají přímo z taveniny vlivem kolísání teploty a energie. O tom, zdali zárodek nové fáze vznikne a bude stabilní, opět rozhoduje změna volné entalpie. Pro homogenní nukleaci jsou vyžadovány vysoké hodnoty přechlazení ($0,2 T_s$ – teploty tavení).

Za normálních podmínek však nastává nukleace heterogenní a to při mnohem menších hodnotách přechlazení cca $0,02 T_s$ – teploty tavení, což je asi 10 krát méně než u homogenní nukleace. Vznik zárodků nové fáze je usnadněn existencí již přítomných vměstků v tavenině či povrchem kokily.

Pozn.: Výsledná struktura je determinována rychlostí tvorby krystalizačních zárodků a lineární rychlostí růstu krystalů. Při vysoké rychlosti tvorby krystalizačních zárodků a nízké lineární rychlosti růstu krystalů vzniká jemnozrnnější struktura, v opačném případě bude struktura tvořena polyedrickými zrny.

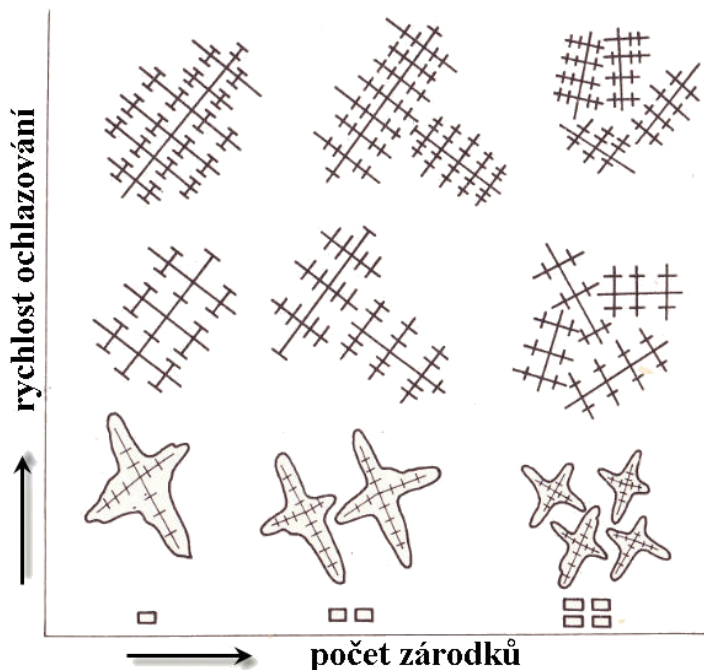
1.2.1.2 RŮST DENDRITICKÝCH KRYSTALŮ

Po odlití roztavené oceli do kokily přechází normální růst krystalů vždy v růst dendritický. Tento proces je podmíněn velkým přesycením roztoku a rychlým odvodem tepla. U kovů nastává dendritický růst, je-li rychlost krystalizace při heterogenní nukleaci $v \approx 5 \text{ cm.s}^{-1}$ a při homogenní nukleaci $v \approx 5\,000 \text{ cm.s}^{-1}$ [21].

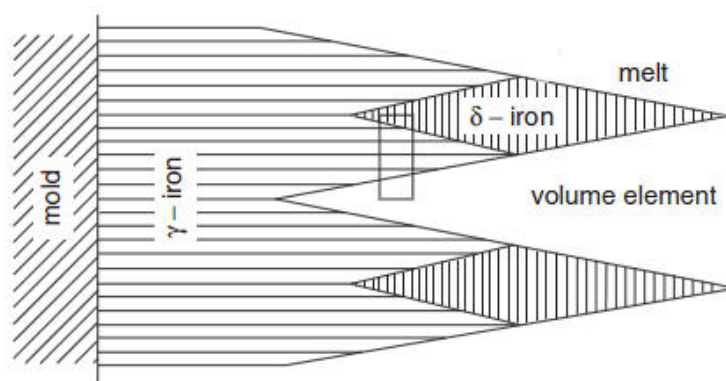
Základní podmínkou dendritického růstu je tedy existence vrstvy přechlazené taveniny. Ta u ocelového ingotu vzniká v podstatě ihned na počátku krystalizace následkem segregace a to hlavně uhlíku, fosforu a síry, jež způsobí snížení teploty tavení oceli obohacené příměsemi [17]. Z toho hlediska mají zásadní vliv příměsi a obsah nečistot, které snižují potřebné přechlazení k zahájení krystalizace. Tím vzniká v tavenině záporný teplotní gradient a jeho snaha o vyrovnání vede ke vzniku dendritické struktury.

Na další růst krystalů mají vliv následně rychlost a směr odvodu tepla (dendrity rostou přednostně v opačném směru tepelného toku), hustota uspořádání atomů v jednotlivých krystalografických rovinách a počet zárodků. Čím větší bude rychlost ochlazování, tím jemněji se budou rozvíjet osy primárního dendritu. Naopak při pomalé rychlosti ochlazování bude vzrůstat vzdálenost mezi jednotlivými osami a větvení dendritických os bude řídké a vnitřní stavba dendritů hrubá.

Vnitřní stavba dendritů v závislosti na počtu krystalických zárodků a rychlosti ochlazování je znázorněna na obrázku 11.



Obr. 11 – vnitřní stavba dendritů v závislosti na počtu krystalických zárodků a rychlosti ochlazování [16]



Obr. 12 – vliv teploty na strukturu dendritů rostoucích od stěny kokily [18]

Pozn.: Je nutné si též uvědomit, že dlouhé dendrity, rostoucí od povrchu ingotu, mohou mít svůj počátek pod teplotou tuhnutí, zatímco jejich konce jsou teprve na začátku krystalizace (obr. 12).

Osy dendritů se v další fázi vyplňují tekutým kovem, tím vzniká plný krystal. Ten je běžně ohraničen plochou vzniklou stykem se sousedními krystaly. Při následném tuhnutí vlivem rekrystalizace dochází k deformaci stykových ploch a k zarovnávání hranic. Vznikají tzv. primární krystaly, které jsou zcela odlišné od původních dendritů. Tato problematika je však velmi rozsáhlá a N. Chvorinov [3] se jí podrobně zabývá se své knize.

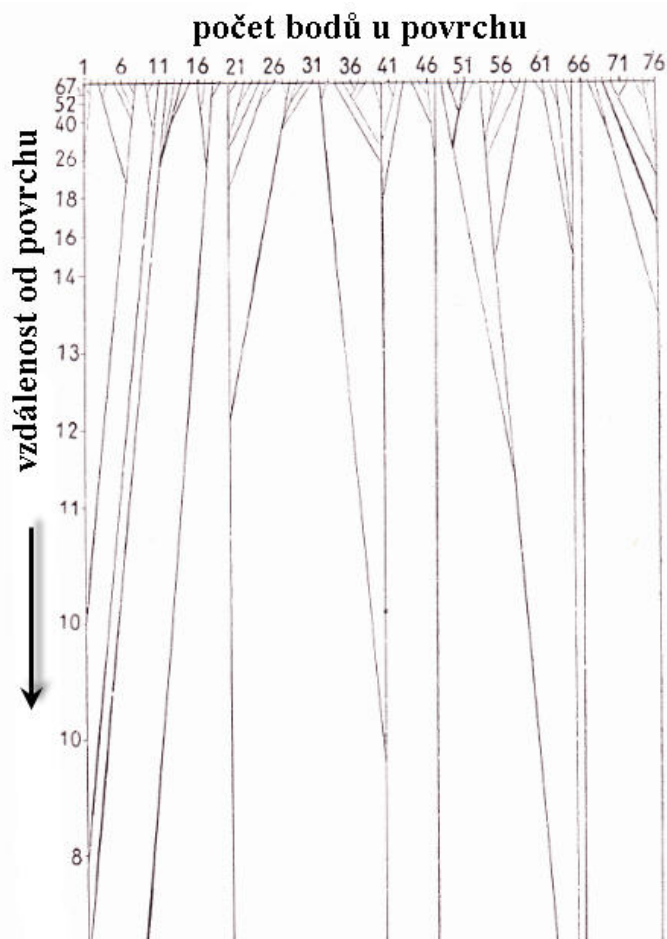
Z výše uvedených teoretických poznatků plynou následující možnosti, kterými lze jednoznačně ovlivnit krystalizační pochod. Výsledkem je všeobecně jemnozrnější struktura ingotu, která přispívá ke zlepšení užitných vlastností finálního výrobku: [16]

- § *ultrazvukem, vibracemi, promícháváním taveniny (tzv. stimulatory) – dochází k ulamování dendritických větví (slouží následně jako krystalizační zárodky)*
- § *odstranění cizích zárodků velkých rozměrů (např. přehřátím taveniny) – vyšší přechlazení, vyšší počet krystalizačních zárodků*
- § *rychlým ochlazením (např. v kokile) – opět vyšší stupeň přechlazení (vyšší počet krystalizačních zárodků)*

1.2.1.3 VNITŘÍ STRUKTURA INGOTU

Během odlévání oceli do kokily a ihned po jeho ukončení, vznikají velmi rychle krystaly následkem intenzivního odvodu tepla z taveniny slévárenskou formou, přítomností heterogenních částic a nerovností povrchu formy. Velký počet krystalizačních zárodků a velký teplotní gradient mají za následek vznik vrstvičky drobných krystalů. Vrstvička, tzv. líčí kůra, je tvořena velkým počtem různě orientovaných krystalů, které tvoří homogenní strukturu na povrchu kokily. Převládající vliv usměrněného odvodu tepla způsobuje orientovaný růst primárních dendritických os téměř kolmo na stěnu kokily. Tyto osy, které jsou orientovány stejně se směrem maximálního tepelného toku, pokračují v růstu směrem dovnitř ingotu a začíná se tvořit vrstva sloupovitých krystalů, tzv. transkrystalizační (kolumnární) pásma.

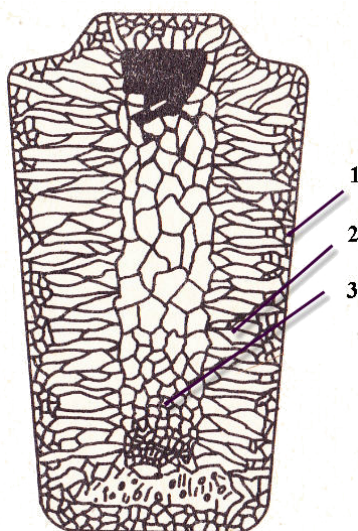
Pozn.: Nejlepší představu o vzniku sloupovitého pásma dává práce N. Chvorinova [3](obr. 13). Každý bod na obrázku odpovídá krystalizačnímu zárodku, z něhož dendrit vyrůstá. Libovolně z každého bodu je vedena přímka v rozmezí úhlů $\pm 40^\circ$ (to odpovídá stejné orientaci dendritů všemi směry). Při průsečíku dvou přímek, vedených ze dvou sousedních bodů, pokračuje v růstu pouze přímka o menší odchylce od kolmice z důvodu rychlejšího odvodu tepla ve směru kolmém na povrch kokily. To odpovídá zastavení růstu dendritu o větší odchylce. Toto grafické řešení zcela



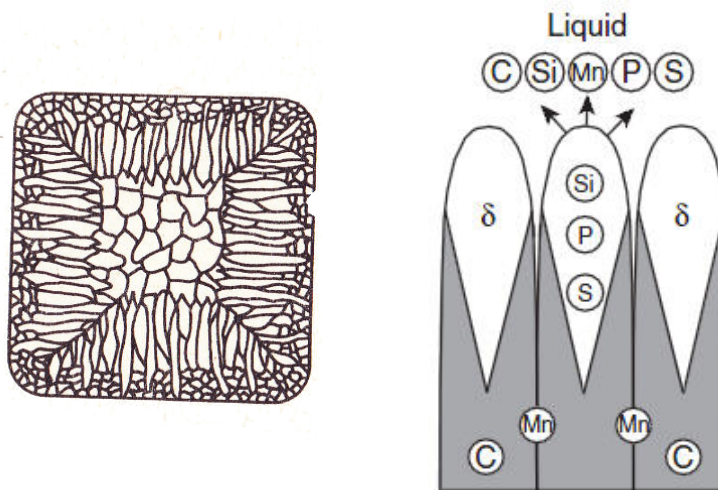
Obr. 13 – grafické řešení zanikání sloupovitých dendritů [3]

odpovídá realitě. Ve skutečnosti tedy každý dendrit sloupkovitého pásma začíná z krystalizačního zárodku u povrchu. Takže existence drobných dendritů je pouze optickým klamem.

Obohacováním taveniny o odměšující se prvky (obr. 14) klesá teplota její krystalizace. Obohacená tavenina je vytlačována směrem do středu ingotu. To způsobuje zmenšení stupně přechlazení taveniny, k čemuž přispívá i uvolňování krystalizačního tepla při krystalizaci. Snižováním stupně přechlazení se zhoršují podmínky růstu sloupkovitých krystalů.



Obr. 15 – vykrytalizovaná pásma v ingotu [16]
1-licí kůra; 2-sloupkovité dendrity;
3-globulitické dendrity



Obr. 14 – odmíšení prvků
během tuhnutí [18]

Začíná převládat účinek konvekčních proudů na růst nových krystalizačních zárodků odlamováním a odplavováním dendritických větviček. Proudů mimo jiné obsahují vždy přítomné vměstky a též krystalizační zárodky vzniklé v relativně přechlazené tavenině. Tak dochází k tvorbě volných krystalů a následkem toho k zastavení růstu transkrystalizačního pásma. Vzniká pásmo rovnoosých dendritů (obr. 15).

Licí kůra je útvar kvaziizotropní a vzhledem k velmi jemnozrné struktuře má i vysoké hodnoty mechanických vlastností. Naproti tomu transkrystalizační pásmo je silně anizotropní makroútvár a z hlediska mechanických, chemických a fyzikálních vlastností je proto ve většině případů nežádoucí [16]. V praxi existuje snaha, co možná nejvíce tuto oblast minimalizovat (např. nízkou licí teplota, vnášení krystalizačních zárodků, rušení krystalizace).

Rozsah vykrytalizovaných pásem je tedy otázkou počtu krystalizačních zárodků, velikosti a směru tepelného toku. U masivních ingotů dochází v oblasti tepelné osy k velmi pomalému ochlazení, čímž se vytvářejí krystaly s velmi hrubou vnitřní stavbou. Navíc se u masivních ingotů také ve větší míře uplatňuje gravitace. Vlivem gravitace klesají do spodní části kokily ty částice, které mají větší hustotu než tavenina (vměstky, podíly tuhé fáze apod.). Tím se tavenina o ně ochuzuje. Různá koncentrace krystalizačních zárodků v různých místech následně ovlivňuje vykrytalizovaná pásma. U ingotů se vytvářejí nahoře delší sloupky než dole. Větší množství zárodků v dolních částech přispívá totiž k tvorbě rovnoosých dendritů a tím k zabrzdění růstu sloupkovitých krystalů.

1.2.2 CHEMICKÁ NEHOMOGENITA INGOTU

Pro ocelové ingoty je charakteristická chemická nehomogenita (nestejnorodost chemického složení v různých částech ingotu). Chemická nehomogenita vzniká vlivem odměšování jednotlivých prvků obsažených v oceli a zmenšování jejich rozpustnosti v železe při tuhnutí.

Roztavená ocel má chemické složení v celém objemu téměř stejné. Velmi rychle ochlazená tekutá ocel bude mít rovněž stejné chemické složení (viz. lící kůra). Naproti tomu v pozvolně chladnoucí tekuté oceli budou nejprve tuhnout a oddělovat se krystaly s vyšší teplotou tavení, které obsahují méně doprovodných prvků, než jich bývá u průměrného složení tekuté oceli. Například železo je ve většině případů nejhůře tavitelnou složkou oceli, a tak bude tuhnout nejdříve [1].

Vzniklé krystaly mají tedy odlišnou koncentraci prvků než původní tavenina. Tento jev nazýváme segregací a lze ji vysvětlit jako důsledek selektivní krystalizace a současného rozdělení objemů tekuté oceli v závislosti na hustotě. Segregaci můžeme rozdělit na:

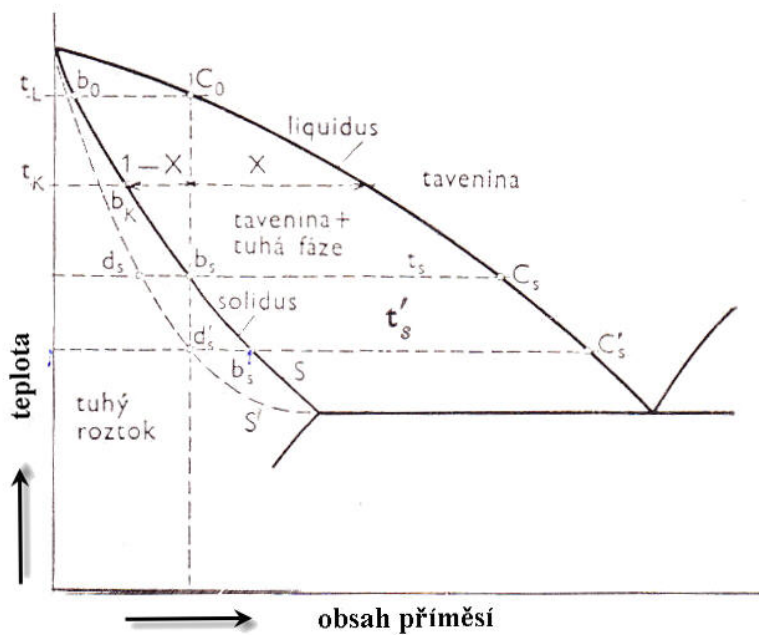
- § *mikrosegregaci (dendritickou segregaci)* – týká se nerovnoměrného složení mikroobjemů (nerovnoměrné složení v rámci jednoho dendritu)
- § *makrosegregaci (zonální, resp. pásmovou segregaci)* - týká se rozdílného chemického složení v různých místech ingotu

Pozn.: Makrosegregace je oproti mikrosegregaci rozvinuta v mnohem širší míře. Její negativní vliv je tedy mnohem větší a v krajních případech může vést i k přerazení oceli na nižší jakostní stupeň.

1.2.2.1 MIKROSEGREGACE

Doprovodné a legující prvky mají podle stavových diagramů železa, v závislosti na teplotě, různou rozpustnost v železe. Při tuhnutí oceli obsahující příměsi nastává ve shodě se stavovým diagramem napřed vylučování tuhé fáze chudší na příměsi, tím se logicky zvětšuje v mateční tavenině koncentrace příměsi s postupem krystalizace. Na obrázku 16 je uveden obecný stavový diagram.

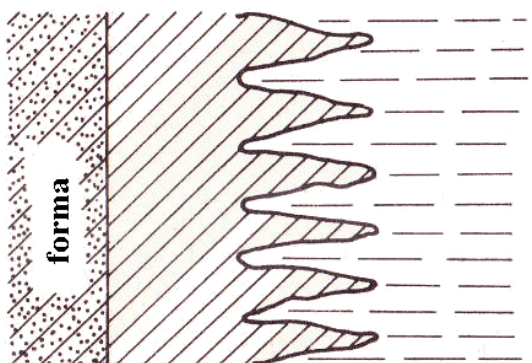
Koncentrace příměsi v tuhé fázi a tavenině odpovídá příslušným bodům křivek solidu a likvidu. Například pro teplotu t_k vidíme, že koncentrace tuhého roztoku bude rovna hodnotě b_k a pro taveninu hodnotě c_k . Poměrné množství tuhé fáze bude x a taveniny $1-x$. Toto obecné pojetí platí však za předpokladu, že koncentrace příměsí v každé fázi se během krystalizace bude vyrovnávat a že bude tedy v celém obehmu stejná (v tuhém kovu a v mateční tavenině). Ve skutečnosti následkem nedokonalé difúze nedochází k vyrovnávání koncentrace příměsí vylučované tuhé fáze. Koncentrace příměsí v mateční tavenině bude vyšší, než odpovídá křivce likvidu pro danou teplotu. Střední hodnota koncentrace příměsí v tuhém roztoku bude tedy nižší (viz. křivka S' obr. 16) než skutečná koncentrace (křivka S) v tuhé fázi na povrchu krystalu, který je ve styku s tekutou fází. Tedy při teplotě t_s nebude celé množství kovu tuhé, úplné ztuhnutí nastane až při teplotě t'_s , kdy koncentrace tuhého roztoku ve styku s poslední tuhnoucí taveninou bude b'_s a koncentrace posledně tuhnoucí taveniny c'_s . To jasně dokazuje parabolický průběh segregace prvků v ingotu. Segregace prvků se zvětšuje ve směru od povrchu ke středu ingotu a od spodní části k hlavové části ingotu (viz. obr. 17).



Obr. 16 – schéma stavového diagramu [3]

Následkem nedokonalé difúze příměsí v tuhé fázi nevzniká vyrovnávání koncentrace příměsí v tuhých krystalech a příměsí zůstávají segregovány v prostorech mezi osami dendritů a způsobují tak segregaci, které říkáme právě *dendritická*, nebo-li *mikrosegregace*.

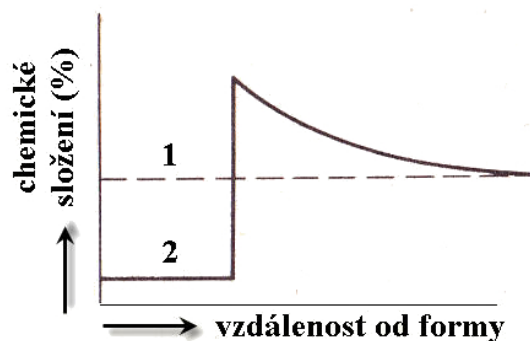
Dendritická segregace vzniká tedy tím, že difúze příměsí mezi tekutou fází v meziosových prostorech transkrystalizačního pásma (dvoufázové pásmo) a volnou taveninou je velmi omezena. Toto omezení difúze je způsobeno tím, že dvoufázové pásmo je poměrně široké, takže difúze na příslušné vzdálenosti by se mohla uplatnit pouze za působení konvekce. Konvekce je však vázána rozdělením



taveniny mřížkami dendritických os tuhé fáze. Příměsí se mohou tak v meziosových prostorách dendritů koncentrovat nad mezí rozpustnosti v tuhé fázi (např. síra).

Stupeň dendritické segregace je dán koeficientem segregace, resp. rovnovážným koeficientem. Rovnovážený koeficient k_0 při rovnovážných podmínkách je dán vztahem: [17]

$$k_0 = \frac{C_s}{C_L} \cdot 100\% , \quad (1)$$

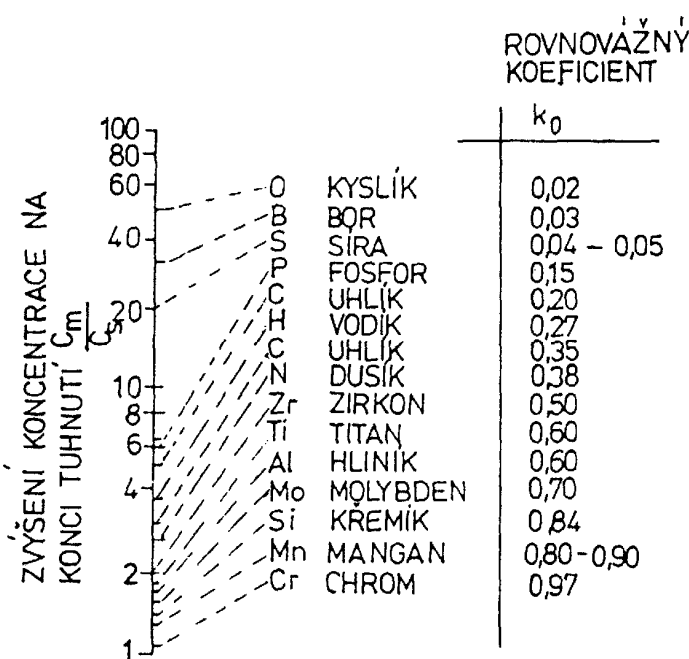


kde: C_s koncentrace příměsí v tuhé fázi,
 C_L koncentrace příměsí v tavenině na mezifázovém rozhraní při rovnovážné koncentraci.

Obr. 17 – změna chemického složení se vzdáleností od formy [16]

Obrázek 18 znázorňuje vliv jednotlivých prvků na segregaci. Jak je patrné, prvky jako síra, fosfor, uhlík či kyslík, mají vysoký sklon k segregaci. Se zvětšováním rozpustnosti prvků v tuhém železe a se zvyšováním jejich hustoty se zmenšuje sklon k segregaci.

Pozn.: U příměsí, kde je maximální rozpustnost v tuhé fázi podstatně menší než obsah příměsí, nastává segregace odměšováním za vzniku nové fáze (vliv difúze se ve stupni segregace neodráží). Typickým příkladem příměsí, které segregují následkem nízké rozpustnosti v tuhé fázi, je síra a to hlavně v podobě MnS, ale i jiných siričků. Příměsí, které se dendriticky segregují následkem nedostatečné difúze, jsou např. C, P, Mn, Si, Cr, V, Mo aj. [3]



Obr. 18 – vliv jednotlivých prvků na segregaci [17]

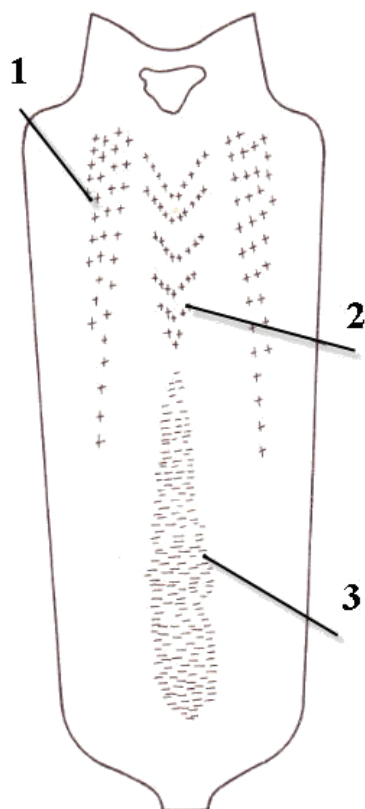
1.2.2.2 MAKROSEGREGACE

Již víme, že dendritická segregace nastává uzavíráním matečné taveniny mezi větvemi dendritů a omezením konvekčního pohybu a tím i difúze příměsí ve dvoufázové oblasti. Na hranici transkrystalizačního pásma není však uzavírání matečné taveniny osami dendritů úplné. Difúze příměsí do volné taveniny se může v tomto případě v určitém rozsahu uskutečňovat. Vedle dendritické segregace vzniká následkem tohoto procesu i celkové obohacování volné taveniny, mluvíme o tzv. *pásmové segregaci*, nebo-li též *makrosegregaci*. Jedná se tedy o chemickou nestejnorodost v rozsahu, který převyšuje rozměry dendritů a primárních zrn [17].

Pozn.: Pásmová a dendritická segregace jsou v podstatě ve vzájemném protikladu. Kdyby se difúze v tekuté fázi mohla plně uplatnit, vznikla by pouze pásmová segregace. Naopak kdyby nebyla difúze žádná do volné taveniny, nevznikla by žádná pásmová segregace.[3]

Další zajímavostí je, že zvýšíme-li difúzi příměsí z transkrystalizačního pásma do taveniny mícháním (difúze konvekcí), tak za podmínek velmi intenzivní konvekce by nestačily dendritické osy k účinnému zadržování segregující taveniny v mezosových prostorech a snížila by se dendritická segregace za zvýšení segregace pásmové.

Během tuhnutí ingotu se tvoří dvě oblasti, a to oblast s nižším nebo vyšším obsahem jednotlivých prvků. Mluvíme pak o tzv. *kladné (+)* nebo *záporné (-) segregaci*. Kladná segregace má vyšší obsah příměsí, než je průměrné složení oceli, záporná segregace má obsah příměsí nižší (viz. obr. 19). U kladné segregace jde především o formy vycezenin, tzv. A (*stvolové*) a V (*mezerové*) – vycezeniny. Záporná segregace vzniká v dolní části ingotu.



Obr. 19 – segregace v ingotu z uklidněné oceli [15]
1- A-vycezeniny; 2- V-vycezeniny; 3- oblast záporné segregace (tzv. sedimentační kužel)

Její vznik je dán klesáním úlomků krystalů a přemísťováním příměsí do tekutého kovu v poslední tuhnoucí horní části ingotu – vespod ingotu vzniká tzv. sedimentační kužel [15].

Největší odměšování prvků je v hlavové části ingotu, kde tuhne kov jako poslední. Tabulka 2 uvádí rozdělení uhlíku, fosforu a síry v ingotech různých velikostí (chemické složení oceli v pánvi se uvažuje 100 %). Z tabulky 2 je jasně patrné, že stupeň chemické heterogenity roste jednoznačně s rostoucí velikostí ingotu.

Z hlediska snížení mechanických vlastností je role vycezenin daleko více důležitější než dendritická segregace. Vycezeniny představují místa koncentrace vměstků, mikrostaženin, nečistot a plynů. Jsou to také místa koncentrace segregujících se prvků. Vycezeniny zvyšují vnitřní pnutí, způsobují pokles tvárnosti a soudržnosti oceli. Považujeme je za místa poruch v pravidelné krystalizační struktuře, která se vyplní segregovanou matečnou taveninou z meziosových prostorů dendritů v jejich okolí [3].

Z výše již uvedeného víme, že vycezeniny velmi obecně rozdělujeme na vycezeniny A (stvolové nebo též dle rozmístění v ingotu na *mimostředové*) a vycezeniny V (mezerové nebo také *středové*). U menších ingotů vznikají široké pruhy vycezenin A bez jednotlivých ostrých čar, naopak u větších jsou přítomny jako ojedinělé čáry (jejich intenzita se s rostoucí hmotností ingotu zvyšuje). Vycezeniny V mohou vznikat jako velmi ostré jednotlivé čáry jak u malých, tak i velkých ingotů. Výskyt V - vycezenin závisí především na tvaru, na poměru šířky a výšky a úkosu ingotu.

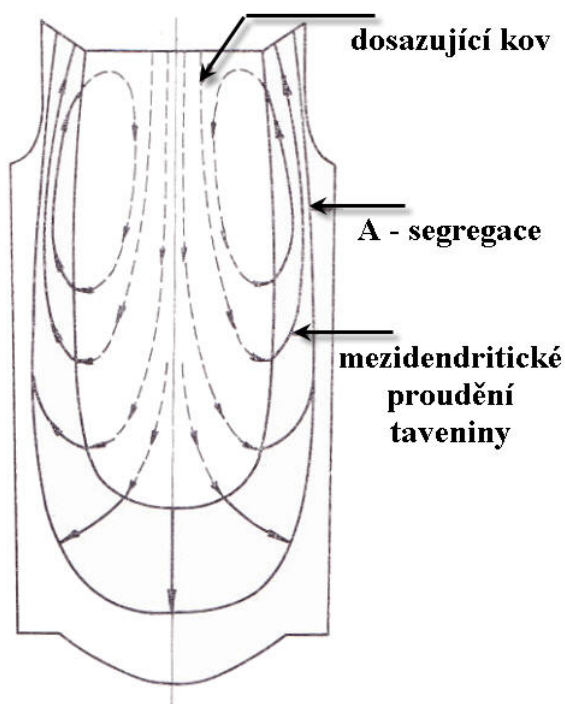
	Ingot 10,5 t			Ingot 25 t			Ingot 64 t			Ingot 172 t		
	C	P	S	C	P	S	C	P	S	C	P	S
A	100	100	111	98	86	91	102	100	100	97,5	100	100
F	97	110	100	107	88	103	—	105	114	—	—	—
C	93,5	100	100	87	72	109	100	105	97	106	181	185
B	70	90	53	79,8	71,5	76	82,6	68,5	83	57,5	69,8	67
C	93,5	110	100	86,5	71,5	109	100	105	97	106	181	185
D	100	110	153	111	97,5	115	112	131	137	151	272	295
E	140	150	247	159	150	203	117	134	151	181	222	222

Tab. 2 – segregace C, P a S v průřezu ingotů různé velikosti (St 52-3) [3]

A - VYCEZENINY

Tyto vycezeniny vznikající z jednoho bodu objemovým narůstáním a jednosměrným pohybem v čáře. Vycezeniny obecně rozlišujeme podle formy, ve které se právě nachází. Existují vycezeniny plně vyvinuté a vycezeniny nevyvinuté, tj. stádia začátečního a přechodného stupně. Z toho hlediska můžeme A – vycezeniny dělit na: [3]

- § *stvolové* – jedná se o plně vyvinutý typ; jejich příčný průřez má oválný tvar; jejich růst je charakterizován na začátku šavlovitě zakřivenou čarou, přecházející směrem vzhůru v téměř přímou;
- § *červovité* – nevyvinuté počáteční stádium stvolových vycezenin; mají tvar protažené a zakřivené slzy; vznikají zastavením pohybu objemově se rozšiřujícího bodu;
- § *dendritické, resp. uzlové* - nevyvinuté počáteční stádium stvolových vycezenin; mají tvar uzlovitě rozšířeného prostoru mezi rovnoosými nebo globulitickými dendrity;
- § *bublinové* – speciální typ; vzniká ze zbytků bublin; vyskytují se v osových částech ingotů a to především u neuklidněných ocelí.



Obr. 20 – model proudění taveniny [17]

Pod pojmem A – vycezeniny rozumíme tedy ve skutečnosti seskupení jednotlivých druhů vycezenin za vzniku vycezeninové oblasti či pásma.

Existují dvě teorie vzniku A – vycezenin. První teorie považuje za základ vzniku průchod a stoupání plyných bublin během tuhnutí a následné vyplňování vzniklých kanálů obohacenou taveninou. Tato teorie má své uplatnění především u neuklidněných ocelí a u vzniku zárodků vycezenin.

U uklidněných ocelí se uplatňuje jiná teorie vzniku a růstu A – vycezenin (viz. obr 20). Ta vychází z představy o proudění taveniny v ingotu v závislosti na mikrosegregaci. Proudění je vyvoláno rozdílnou hustotou taveniny, která vzniká jako důsledek mikrosegregace příměsí. Ve spodní části ingotu, tj. u podložky, kde je intenzivnější odvod tepla, se nachází chladnější tavenina s nižší hustotou než v části ve vzdálenějších místech od podložky. Tím je vyvolán pohyb taveniny směrem vzhůru. To potvrzuje i nový poznatek, že v závislosti na výchozím chemickém složení oceli, se může hustota taveniny během tuhnutí s klesající

teplotou snižovat. Chladnější tavenina je unášena do teplejších oblastí a stává se nenasycenou, což má za následek rozpuštění okolních dendritických větví až do stavu nasycení. Tím vzniká dutina, do které snadněji proniká další obohacená tavenina. Dutina se prohlubuje a vzniká kanálek, který se postupně prodlužuje a podle místních podmínek chladnutí i rozšiřuje. [17]

V okolí A - vycezeniny a přímo v ní nastává silné konstituční přechlazení. Dendrity rostou rychleji ve větší vzdálenosti od osy kanálku. Tento jev může mít za následek uzavření kanálku dendritickým mřížovím. Uzavřená tavenina v ně samozřejmě tuhne později. Může zde tedy docházet k objemovému smrštění při fázových přeměnách, ale i ke vzniku dutin či porozity.

Pozn.: Vytvoření kanálové vycezeniny vyžaduje určitou dobu. Jejich výskyt lze tedy očekávat v místech, kde tuhnutí probíhá v určitém časovém intervalu. Při velké rychlosti tuhnutí (např. na povrchu ingotu) se vycezeniny tvořit nemohou. Při malé rychlosti tuhnutí (středová část ingotu) může tavenina zase vyplouvat bez odporu do hlavové části ingotu, aniž by zanechávala stopu, jelikož zde ještě nevzniklo dendritické mřížoví bránící vzestupnému proudění taveniny [17].

V - VYCEZENINY

Jedná se o vycezeniny vznikající od poruchy v celé ploše v podobě mezery či trhliny. Jde tedy o typ plošné poruchy vznikající uvolňováním vazby mezi jednotlivými dendritickými kostrami nebo skupinovými útvary dendritů v polotuhém stavu. V – vycezeniny můžeme rozdělit opět podle stádia vývoje na: [3]

- § *typické V – vycezeniny* – vyskytují se převážně ve středových částech ingotů v nepravidelných pruzích skloněných dolů, zesilujících se ke středu; tvoří klasický nálevkovitý tvar;
- § *trhlinové vycezeniny* – vyskytují se méně často, hlavně v osově části velkých ingotů; typický příklad roztržení materiálu před jeho úplným ztuhnutím;
- § *mezidendritické vycezeniny* - počáteční stádium vývinu poruch krystalizační struktury; jedná se o vznik meze mezi jednotlivými dendrity.

Vycezeniny typu V vznikají, jak bylo již řečeno, v osově části ingotu, přičemž ve spodní části ingotu dosahují větších rozměrů. Při malém úkosu nebo velké štíhlosti kokily mohou být silně vyvinuté i v horní části ingotu (především trhlinové vycezeniny). Charakteristickým znakem je též menší obsah příměsí v okolí V – vycezenin [17]. Intenzita osových vycezenin se zvětšuje s velikostí volných dendritů a obsahu vodíku.

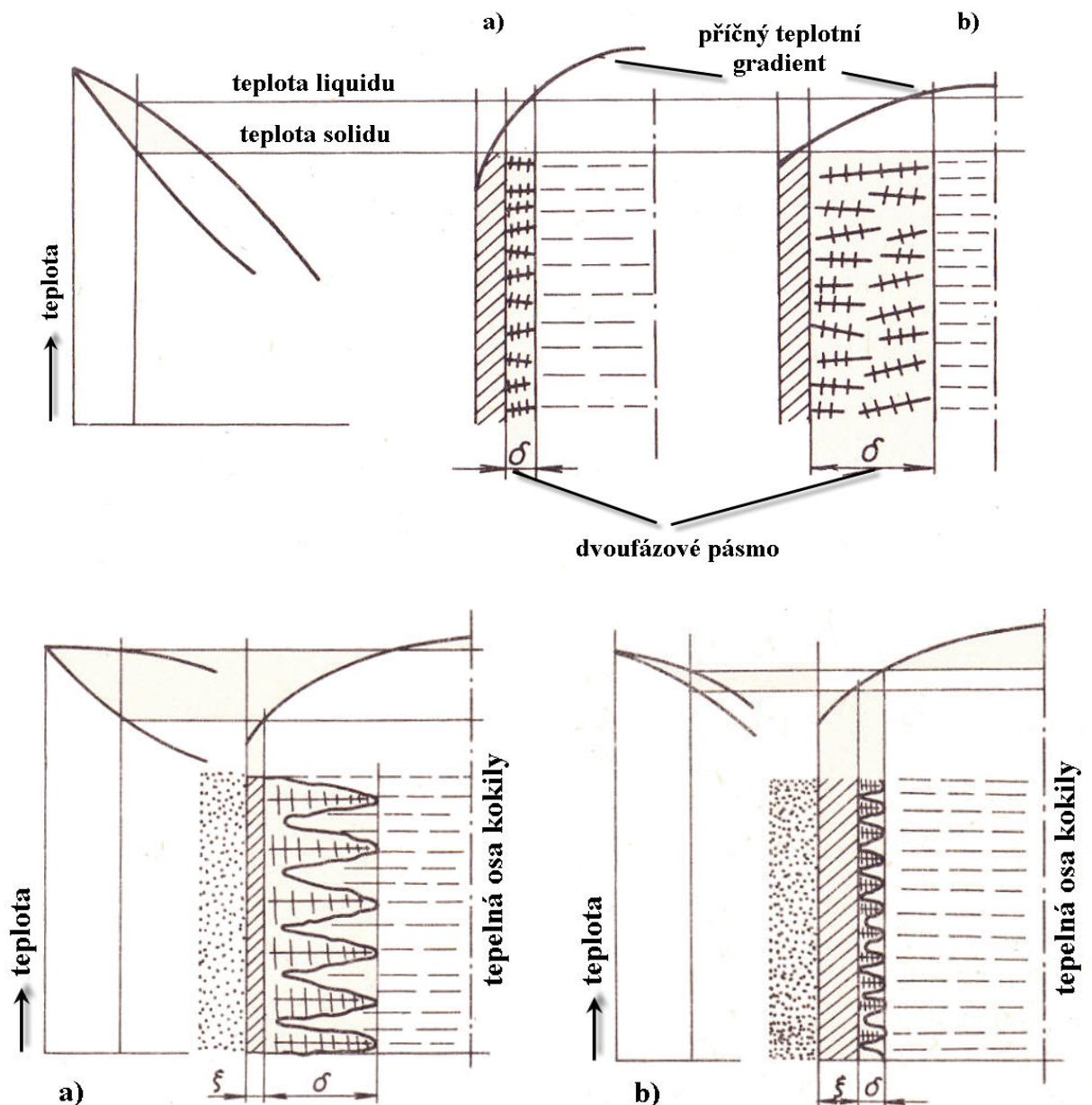
Příčinou vzniku trhlín, které se posléze zaplňují segregační taveninou, jsou gravitace a smršťovací pochody v tuhnoucí oceli. To zapříčiňuje, že střední osová část ingotu při dosazování tuhnoucího kovu v posledním stádiu silně sesedá. Sesedání neprobíhá rovnoměrně, proto ani porušení struktury není rovnoměrné. U drobné globulitické struktury je odpor vůči sesouvání nejmenší (poruchy jsou častější, ale menší). Se zvětšováním velikosti volných dendritů, vzrůstá i odpor k sesouvání a pravidelnému sesedání (V – vycezeniny se stávají nepravidelnými a přecházejí ve vycezeniny trhlinové) [3].

1.2.2.3 MOŽNOSTI SNÍŽENÍ VÝSKYTU MAKROSEGREGACÍ

Výše uvedené poznatky významnou mírou ovlivňují praxi. Tam, kde jsou požadovány kvalitní ingoty pro plné výkovky, jako např. válce, rotory aj., by mělo probíhat odlévání při nižších teplotách. Kdežto ingoty pro výkovky s velkým vrtáním středu by se měli odlévat tepleji. To znamená, je-li požadavek na co „nejzdravější“ střed, který se případně vrtá pro kontrolu kvality a který je v provozu silně namáhán, měl by být ingot odléván při nižších

teplotách, tak aby velikost volných dendritů byla co nejmenší a tedy V – vycezeniny nejméně intenzivní. U výkovků, kde je požadována vysoká kvalita povrchu, tj. co nejmenší množství vycezenin stvolových, by odlévání mělo probíhat při vyšších teplotách, protože hloubka transkrystalizačního pásma a větší velikost volných dendritů budou brzdít vývoj stvolových vycezenin.

V – vycezeniny závisí hlavně na intenzitě sesouvání polotuhého kovu při smršťování, A – vycezeniny především na rychlosti krystalizace a tuhnutí. Významným faktorem je proto tvar isolikvidy a isosolidy dané oceli. Vhodným tvarem isolikvidy a isosolidy a postupem tuhnutí ingotu (viz. orb. 21), lze velmi efektivně z hlediska transkrystalizačního pásma a volných dendritů omezit výskyt vycezenin typu A i typu V .



Obr. 21 – vliv teplotního gradientu (a.-strmý teplotní gradient; b.-mírný teplotní gradient) a intervalu tuhnutí (schéma níže; a.-široký interval tuhnutí; b.-úzký interval tuhnutí) [16]

Široké dvoufázové pásmo vytváří horší podmínky pro dosazování tekuté oceli do míst, kde v důsledku krystalizace nastává úbytek objemu kapalného kovu, a tím dochází k tvorbě mikrostaženiny. Ty způsobují porozitu a snížení mechanických vlastností. Zajímavé je však, že u těchto odlitků je méně výrazná makrosegregace a výraznější mikrosegregace. Ingoty se širokým dvoufázovým pásmem se i obtížněji tváří (vznik příčných trhlin – v místě styku sloupovitých krystalů se sousedním pásmem se vytvářejí místa s malou soudržností). Obecně se širokým dvoufázovým pásmem vyznačují austenitické a výše legované oceli [22].

Z obrázku 21 vidíme, že šířka dvoufázového pásma závisí jednak na velikosti intervalu tuhnutí oceli, a jednak na hodnotě příčného tepelného gradientu. Dvoufázové pásmo je tedy tím užší, čím strmější je příčný teplotní gradient (např. lití do kokil), jelikož závisí na fyzikálně tepelných vlastnostech formy. Na druhé straně při odlévání oceli různého chemického složení do stejné formy (např. právě kokily), tj. příčný teplotní gradient je stejný, tak u oceli s úzkým intervalem tuhnutí dostaneme i úzké dvoufázové pásmo.

1.2.3 VLIV TECHNOLOGIE NA KVALITU INGOTU

Mnohé faktory ovlivňující celkovou kvalitu odlitého ingotu, a to jak z pohledu čistoty oceli (chemické a metalografické), tak i z hlediska strukturního charakteru ingotu, již byly uvedeny v předešlých částech této diplomové práce.

Tato kapitola je věnována zbývajícím faktorům z pohledu samotného vlivu technologie odlévání (např. tvaru formy, teploty lití apod.) a vadám ingotu.

V kapitole 1.2.3.1 bude nastíněn stručný přehled vad ingotů. Velmi podrobně se touto problematikou zabývají ve svých pracích autoři Šmrha [17] a Chvojka [22]. Kapitola 1.2.3.2 bude následně pojednávat o samotné technologii a jejímu vlivu na dané vady.

1.2.3.1 ZÁKLADNÍ VADY INGOTŮ A JEJICH IDENTIFIKACE

Vady ocelových ingotů lze třídit různým způsobem. Nejčastěji je však dělíme na vady:

- § vnější (např. trhliny, šupiny, zavaleniny)
- § vnitřní (např. bubliny, vločky, staženiny, řediny či vnitřní porozita)

V našem případě, jak z hlediska rozsahu práce, tak z určité predikce, nás budou zajímat především vady vnitřní. Proto je zde uveden popis jednotlivých vnitřních vad a také jejich možný původ.

Bubliny

- § Popis vady: Jsou to malé podlouhlé uzavřené dutiny v těle ingotu, které snižují jeho celistvost. Problém nastává především s bublinami těsně pod povrchem do cca 15 mm (při následném ohřevu materiálu se okyslíčí a při tváření se již nesvaří).
- § Původ vady: Zapříčiněny např. vadnou technologií výroby nebo odléváním, vlhkostí, nevhodným chemickým složením, nedostatečnou dezoxidací, znečištěním kokily apod.

Vločky

- § Popis vady: Jedná se o plošné vnitřní nečelistvosti projevující se na lomech materiálu (tvoří ohraničené plošky odlišného vzhledu - lesklého povrchu od okolní plochy).
- § Původ vady: Vločky vznikají při vyšším obsahu vodíku v oceli.

Staženina (lunkr)

- § Popis vady: Vnitřní nečelistvost probíhající obvykle v podélné ose ingotu, a to souvisle nebo přerušovaně. Bývá doprovázena zvýšenými vycezeninami.
- § Původ vady: Vznik vady úzce souvisí se zmenšováním objemu oceli při snižování teploty v intervalu tuhnutí. Vzniká v tepelném centru ingotu, tj. v hlavě ingotu, která slouží jako zásobník tekuté oceli. Odtud je pak tekutá ocel dodávána do míst, kde při tuhnutí nastal úbytek objemu. Příčinou výrazné staženiny může být např. nedolitá hlava ingotu, nedostatečná izolace či dimenzace hlavy, nesprávná konstrukce kokily atd.

Řediny

- § Popis vady: Jedná se o drobné nečelistvosti, póry, mikrostaženiny, které se tvoří kolem primární staženiny a především v jejím pokračování v ose ingotu.
- § Původ vady: Řediny vznikají podobně jako staženina při tuhnutí posledních zbytků oceli, kdy už není k dispozici dostatečné množství tekuté oceli k vyplnění vnitřních dutin.

Vnitřní (vnitrodendritická) porozita

- § Popis vady: Jedná se o drobné dutinky ve shlucích, zpravidla v ose ingotu.
- § Původ vady: Vzniká během smršťování, kdy dochází ke zkracování vzdáleností mezi osami dendritů, což zapříčiňuje uzavírání taveniny mezi jednotlivými osami a tím k přerušení spojení s mateční taveninou. Tak vznikají tzv. mikrostaženiny (v komplexu vnitrodendritická porozita), které mohou přecházet až v řediny viditelné okem. Příčinou může být opět nesprávná konstrukce kokily nebo hlavy, hustá ocel apod.

Pozn.: Cílem je vytvořit vždy staženinu, která tvoří jen jednu dutinu, soustředěnou v nejvyšší části ingotu (tedy v hlavě), zasahující do co nejmenší hloubky, bez ředin a porozity. Avšak opatření vedoucí k tvorbě soustředěné hlavové staženiny a ke snížení jejího objemu, vedou ke zvýšení rozptýlené porozity. V tepelné ose ingotu je možnost tvorby pórů největší. S rostoucí rychlostí tuhnutí náchylnost k tvorbě mikrostaženin klesá. Náchylné jsou především odlitky odlévané do písku, či větších kokil.

K identifikaci vad lze využít širokou škálu různých zkušebních metod. Teprve jejich vhodnou kombinací jsme však schopni určit původ vad a jejich příčinu se snažit následně odstranit.

Možnosti identifikace vad lze rozdělit následovně:

- § *vizuální kontrola* (např. vizuální kontrola, kontrola pomocí lupy)
- § *strukturní analýza* (např. optická mikroskopie, elektronová mikroskopie)

- § *chemická analýza* (např. spektrální analýza, stanovení obsahu plynů v oceli)
- § *defektoskopie* (např. RTG, ultrazvuková defektoskopie, magnetická prášková metoda, kapilární zkouška)
- § *měření rozměrů* (např. kontrola rozměrů, vážení)
- § *analýza vlastností materiálu* (např. měření mechanických či fyzikálních vlastností)

1.2.3.2 TECHNOLOGIE ODLÉVÁNÍ A JEJÍ VLIV NA VADY INGOTŮ

Teplota lití

- § chladnější ocel tuhne rychleji (vytvořené krystaly budou jemnější, vzdálenost primárních a sekundárních os dendritických větví bude menší); při vyšší teplotě lití (větším přehřátí) bude mít ingot sklon ke vzniku širší vrstvy transkrystalizačního pásma, zároveň se bude zvětšovat i velikost primárního zrna (velký vliv především u vysokolegovaných austenitických ocelí); se zvětšováním teploty, ale i rychlosti lití, roste náchylnost ingotu ke vzniku trhlin; při chladném lití se snižuje účinnost vyplouvání plynů (riziko vzniku bublin); teplota lití určuje také hustotu oceli; se vzrůstající teplotou se objem staženiny zvětšuje, naproti tomu příliš nízká teplota má za následek vytvoření mnoha ředin, neboť chladnější ocel je méně tekutá a nestačí vyplnit dutiny vznikající při tuhnutí;

Chemické složení

- § při vyšším obsahu C, S, plynů a legujících prvků (hlavně Cr) roste náchylnost ocelí ke vzniku prasklin a trhlin; C, Si, Mn, Ni snižují viskozitu oceli, V, W, Ti, Al ji naopak zvyšují. Více viz. kapitola 1.1.2.

Rychlost lití

- § při pomalém lití nevznikají tolik trhliny (vzduchová spára vzniká ještě během lití); čím větší je rychlost lití, tím teplejší ocel v kokile je a tím širší vrstva transkrystalizačního pásma vzniká, hrozí však vyšší rozstřík oceli; malá rychlost lití způsobuje větší pokles teploty oceli během lití (vznik jemnější struktury), ocel je však hustá a vrůstá sklon k zavaleninám; obecně pro ocel s vyšší hustotou je potřeba volit vyšších rychlostí lití (nebezpečí „zamrznutí“); se vzrůstající rychlostí odlévání se objem staženiny zvětšuje;

Tvar kokily

- § na poloměru zaoblení vnitřních hran kokily závisí vznik trhlin, z hlediska tvorby trhlin má nejpříznivější tvar osmihran; u kokil s vyšší zápornou konicitou se chladící účinnost zvětšuje, tím se zmenšuje náchylnost k tvorbě trhlin; čím lepší je vnitřní kvalita povrchu a čistota kokily, tím klesá procento vzniku trhlin, vměstků, bublin apod., ale roste odvod tepla (vznik zavalenin); pro odlévání uklidněné oceli jsou nejvýhodnější kokily rozšiřující se nahoru (s relativně větším úkosem stěn α) – minimalizace středových vycezenin; vysoké a úzké kokily způsobují dlouhou a úzkou staženinu a větší porozitu;

významným faktorem je též poměr kokily H/D (vyšší poměr – vyšší % středových vycezenin a naopak nižší poměr – vyšší % stvolových vycezenin);

Teplota stěny

§ s rostoucí teplotou stěny kokily se zmenšuje její schopnost ochlazovat ingot, to se projevuje menší tloušťkou licí kůry a tenčí vrstvou transkrystalizačního pásma; ve skutečnosti, i kdybychom však udržovali teplotu povrchu kokily na nule, zvýší se konstanta tuhnutí jen velmi málo (vzrůstá totiž podíl tepla odvedeného ze ztuhlé části kovu – koeficient tepelné vodivosti je malý);

Tloušťka stěny

§ má vliv především na počátek tuhnutí (dokud se ještě nevytvoří mezera mezi kokilou a ztuhlou ocelí); s rostoucí tloušťkou stěny kokily oceli (praktický význam však pouze do tloušťky stěny cca 50 mm) se zvětšuje i tloušťka licí kůry v závislosti na druhu; vliv tloušťky kokily se projevuje hlavně u malých ingotů (vzduchová mezera je tím menší, čím silnější je stěna);

Tepelná vodivost materiálu kokily

§ čím větší je tepelná vodivost materiálu formy, tím rychlejší je ochlazování tekuté oceli a tím jemnější je například i licí kůra aj;

Pohyb oceli v kokile

§ u oceli odlité do kokily v klidu se bude vytvářet rozsáhlejší oblast transkrystalizačního pásma; jestliže se ocel v kokile pohybuje, vytváří se struktura podstatně jemnější (zvláště důležité u těžkých kovářských ingotů); správným mícháním oceli lze kvalitu oceli zlepšit, ale i zhoršit;

Způsob odlévání

§ lití spodem, oproti lití horem, je z hlediska eliminace vzniku trhlin mnohem příznivější; při lití horem hrozí také možnost vzniku bublin a šupin (vyšší rozstřík oceli); naproti tomu objem staženin i ředin je menší při odlévání horem (do hlavového nástavce se dolévá nejteplejší ocel); při přerušení lití vzniká „studený svar“ (zavalenina) a často i bubliny;

Pozn.: Jedním ze základních předpokladů vysokojakostního ingotu je zajištění a dodržení optimální licí teploty. Licí teplota je z tohoto pohledu opravdu důležitým faktorem, který má vliv na povrch ingotu (výskyt a četnost např. zavalenin), na velikost primárních zrn a dendritů, stupeň dendritického odmíšení, na výskyt staženiny, rychlost vyplouvání endogenních a exogenních vměstků aj.

Uvedené příklady možností ovlivnění vad ingotů jsou sami o sobě jasné. V praxi se však setkáváme s působením těchto vlivů souběžně. Jednotlivé faktory se navzájem ovlivňují a mění závislosti. Je nutné vždy najít kompromis mezi jednotlivými faktory tak, aby finální kvalita výrobku odpovídala požadavkům zákazníka.

1.3 SHRNU TÍ

Výroba ocelových ingotů je bezesporu složitým metalurgickým procesem. Na finální kvalitu ingotu působí velké množství proměnlivých faktorů. Úkolem je vždy vyrobit co nejvíce ingotů bez příslušných vad, které mohou snížit jeho užitnou hodnotu nebo jej přímo vyřadit z výroby. Pojem vady ingotů nelze zcela přesně vymezit. Je patrné, že přítomnost vměstků, vycezenin, staženin apod. jsou v daném stupni výskytu všeobecně u odlitků pro náročnější účely vadou. Naproti tomu u odlitků pro méně náročné účely se jako vada neprojeví. Podobně i povrchové vady se mohou či nemusí projevit podle způsobu dalšího zpracování. Rozhodujícím činitelem je v tomto případě zákazník a jeho požadavky na výrobek.

Faktory umožňující výrobu kvalitního ingotu můžeme shrnout do následujících bodů:

- § kvalitní vsázka s nejmenším obsahem nežádoucích prvků (např. P, S, Sn, Sb, aj.), nekovových vměstků či vlhkosti;
- § výborný stav pece a pánve, tj. především jejich stěn, pudy apod.;
- § dostatečná dezoxidace oceli;
- § minimální obsah plynů v oceli a zabránění reoxidace;
- § optimální průběh ohřevu oceli i konečná teplota tavby;
- § dosažení předepsaného chemického složení oceli;
- § správná příprava licí soupravy, správná konstrukce kokily, hlavových nástavců, jejich čistota apod.;
- § správný způsob odlévání, licí rychlosti, ošetření hlav ingotů;
- § správná doba stripování kokil, správná přeprava k dalšímu zpracování;
- § vhodný cyklus tepelného zpracování aj.

Vlivy na finální kvalitu ingotu jsou dnes již v mnoha případech kontrolovatelné a vyhodnocování velmi přesná, avšak možnosti vzniku nejrůznějších vad ingotů jsou tak rozsáhlé, že v podstatě neexistuje absolutně bezvadný ingot.

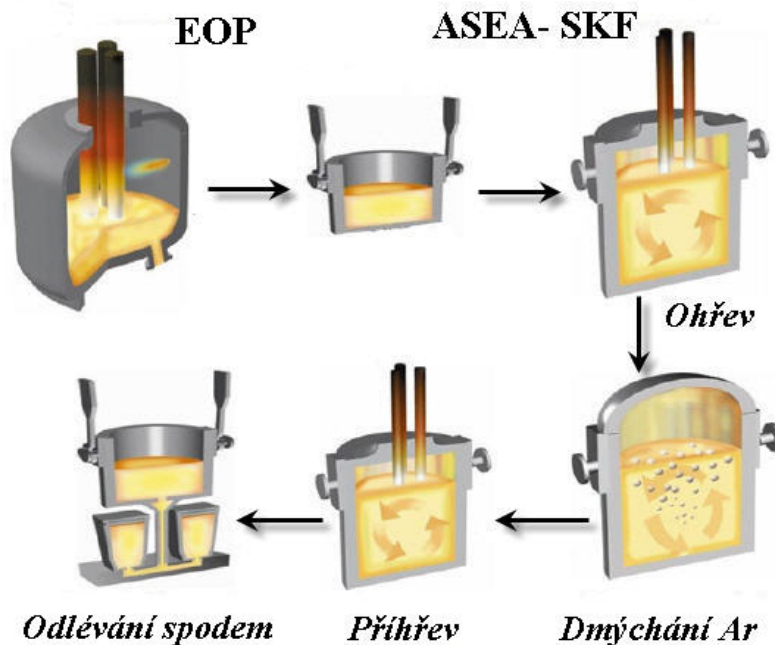
Pozn.: O některých zde uvedených bodech bude ještě pojednáno v praktické části diplomové práce pro konkrétní dané postupy, tak jak probíhají ve společnosti PILSEN STEEL, s.r.o.

II. PRAKTICKÁ ČÁST

2 ANALÝZA SOUČASNÉHO VÝROBNÍHO PROCESU KOVÁRENSKÝCH INGOTŮ

Společnost PILSEN STEEL, s.r.o. využívá systému sekundární metalurgie k výrobě hmotných kovářenských ingotů s vysokou kvalitou (viz. kapitola 1.1.1) (obr. 22). Z tohoto hlediska lze pak samotný proces výroby kovářenských ingotů ve společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. rozdělit do tří hlavních výrobních fází:

- § I.fáze –
tavení oceli
- § II.fáze –
rafinace celi
- § III.fáze –
odlévání oceli



Obr. 22 – schéma výrobního procesu kovářenských ingotů určených pro válce [23]

2.1 VÝROBNÍ FÁZE

2.1.1 TAVENÍ OCELI V EOP

V současné době využívá PILSEN STEEL, s.r.o. pro primární metalurgii dvou elektrických obloukových pecí EOP č.2 (35 - 50 t) a EOP č.5 (45 -75 t) (viz. obr. 23).

Jedná se o obloukovou pec napájenou střídavým elektrickým proudem se třemi vodou chlazenými grafitovými elektrodami. Pohyb elektrod ve svislém směru je zabezpečen elektrohydraulickým systémem. Samotná pec je tvořena nístějí, tj. oblastí s roztavenou ocelí, která je vyzděna žáruvzdorným materiálem na bázi MgO – C, dále pak vodou chlazeným horním ocelovým pláštěm a víkem. Za účelem teplotní a koncentrační homogenizace lázně a lepšího průběhu fyzikálně – chemických reakcí je dno pece vybaveno tzv. porézními kameny, které umožňují dmýchání inertního plynu přímo do roztavené oceli. Pro zefektivnění výrobního procesu se taktéž využívají kyslíko – palivové hořáky a trysky umístěné v horním plášti pece. Jedná se o technologie JetBox, která se skládá ze tří režimů, jež zabraňují ucpání hořáků, umožňují tavení tuhé vsázky, chemický ohřev, oduhličení lázně a injektáž prachového uhlí, čímž dochází v průběhu tavení k napětění strusky (reakce uhlíku a kyslíku za vzniku bublinek CO). Výhodou napětěné strusky je snížení spotřeby vyzdívky pece a elektrod, snížení rizika přechodu poškozené vyzdívky do taveniny od vznikajícího oblouku

elektrod, zmenšení tepelných ztrát stěnami pece, lepší přestup tepla z oblouku do lázně, snížení hlučnosti pece.

Samotnému tavení oceli předchází plnění pece vsázkou (viz. kapitola 1.1.1). Předpis vsázky je vždy uveden v elektronickém tavebním listu a závisí na obsahu C, P, S a rozsahu legujících a omezených prvků (jako např. Sn, As, N, H, O aj.). Celá vsázka je rozdělena nejčastěji do 3 vsázkových košů vzhledem k vysokým tepelným ztrátám při každém otevření pece. Velmi důležitým faktorem při plnění pece vsázkou je dbát



Obr. 23 – primární tavící agregát EOP č. 5

správného rozmístění kovové vsázky v koši. Při nevhodném rozmístění totiž hrozí během tavení k sesuvu těžkého hmotného šrotu a k poškození či zlomení elektrod, popř. k mechanickému poškození vyzdívky pece a tím i k možnému znečištění oceli nekovovými vměstkami. Z tohoto hlediska by měl první vsázkový koš obsahovat vždy těžký odpad, struskotvorné přísady a potřebné množství antracitu (nauhličovadla), následující koše pak lehký šrot, hlubokotažné plechy, třísky a struskotvorné přísady.

Pozn.: Jedním z předpokladů kvalitní tavby je dokonale zvládnutý proces třídění a značení vratného odpadu z výroby. Důležitým předpokladem je také dostatečná čistota nakupovaného ocelového šrotu, jenž nesmí být znečištěn např. betonem, zeminou, dřevem apod. a musí být řádně suchý.

K tavení vložené vsázky se využívají tedy grafitové elektrody a soustava kyslíko – palivových hořáků a trysek. Vložená počáteční energie k natavení vsázky je v prvních několika minutách nižší než maximální možný výkon. Tím se předejde škodám na pecní vyzdívce od působícího oblouku. Jakmile je oblouk dostatečně zakryt okolním šrotem, je možné použít největšího příkonu energie do pece. Během tavení probíhají důležité chemické reakce, které mají vliv na finální kvalitu ingotu. V peci nastává tzv. oxidační údobí, které umožňuje jednak oduhlíčení, odfosfoření, dochází zároveň také ke snížení obsahu prvků jako např. křemíku, manganu, chromu, hliníku a částečně i síry vlivem odpařování v místě elektrického oblouku elektrod. Z hlediska čistoty je v tomto údobí tavby velmi důležitou reakcí tzv. uhlíkový var (reakce C a O za vzniku bublin CO). Význam uhlíkového varu spočívá v odplynění (snížení obsahu vodíku a dusíku) a k tepelné a chemické homogenizaci taveniny. Do vznikajících bublin CO jednak difundují atomy vodíku a dusíku a jsou následně vynášeny z lázně, a jednak bubliny CO intenzivně promíchávají lázeň i strusku, čímž dochází k tepelné homogenizaci a strhávání a odnášení obsažených vměstků v lázni do strusky.

Pozn.: Uhlíkový var, probíhající za vyšších teplot, je nutné provádět již při částečně stažené strusce, tak aby se zabránilo zpětné redukci fosforu ze strusky do lázně. Pro odstranění vměstků z lázně je potřebná také určitá doba uhlíkového varu (cca 30 -50 min.) a dostatečné množství FeO a C.

Při teplotě cca 1540 – 1590 °C je provedena první zkouška chemické analýzy, změřena aktivita kyslíku a též teplota lázně. Dle naměřených a zjištěných výsledků se buďto pokračuje v další oxidaci lázně (snížení obsahu C a P), nebo je proveden ohřev na odpichovou teplotu cca 1630 – 1670 °C. Odpich je proveden bezstruskově do předem přehřáté (cca 1000 °C) rafinační pánve ASEA, kde již bývají předpřipraveny struskotvorné přísady. Rafinační pánve ASEA se od běžných licích pánví odlišuje především svojí výškou z důvodu intenzivního pohybu oceli při rafinaci. V místě kontaktu indukčního míchače s pánví je plášť pánve konstruován z korozivzdorné austenitické oceli. Horní, vodou chlazená část, je konstruována pro dokonalou těsnost při vakuování. Ve spodní části pánve se pak nachází porézní kameny pro dmýchání inertního plynu (argonu). Během samotného odpichu je provedena dezoxidace hliníkem na základě změřené aktivity kyslíku.

2.1.2 RAFINACE OCELI V ASEA - SKF

Rafinační zařízení ASEA – SKF (obr. 24) slouží k výrobě oceli s nejvyššími požadavky na vnitřní kvalitu ingotů. Umožňuje odsíření lázně, legování, odplynění, dezoxidaci, oduhličení, teplotní a chemickou homogenizaci a modifikaci vměstků. Jedná se o kombinovaný pochod se stanovištěm pro obloukový ohřev a pro samotné vakuování. Pojezd mezi jednotlivými stanovišti je zabezpečen přepravním (pánvovým) vozem, který je navíc vybaven indukčním míchačem.

Počáteční fází rafinace je *I. obloukový ohřev*, převozem ochlazené taveniny, kde cca po 10 minutách dojde k tepelné rovnováze a následnému lineárnímu růstu teploty lázně s časem. V této počáteční fázi rafinace se co nejdříve, podle výsledků chemické analýzy lázně, provede hrubé nalegování na spodní hranici dle předpisu chemického složení. Děje se tak pomocí automatického dávkovacího systému. Po ukončení legování a při dosažení teploty v rozmezí 1580 – 1630 °C je odebrána reprezentativní kontrolní zkouška kovu pro chemickou analýzu. Podle výsledků chemické analýzy se provede tzv. zpřesněné dolegování tavby. Následuje *II. ohřev* tavby na teplotu pro vakuové zpracování (teplota se liší podle požadované doby vakuování).



Pozn.: Z hlediska čistoty oceli je nutné strusku v průběhu rafinace podle potřeby dezoxidovat přídatkem granulového hliníku, případně koksu, tak aby obsah FeO ve strusce klesl pod hranici cca 1,5 %. Tím je zajištěna vysoká dezoxidační a odsířující účinnost strusky a schopnost pohlcovat nekovové vměstky.

Obr. 24 – rafinační zařízení ASEA - SKF

Ve druhé fázi ohřevu po roztavení všech legujících prvků (ještě před samotným vakuováním) se provádí tzv. injekční zpracování oceli před vakuem. Úkolem tohoto procesu je pomocí injektáže čistého Ca (plněný profil) hluboké snížení obsahu síry v lázni (pod 2 ppm) a modifikace oxidických vměstků na netvárné kalciumalumináty ($\text{CaO} \cdot x\text{Al}_2\text{O}_3$) s obálkou CaS. Takto modifikované vměstky mají jednak pro nás výhodnější globulární tvar a jednak se lépe shlukují a rychleji vyplouvají z lázně. Výsledkem je ve finále zlepšení vnitřní čistoty ingotů a tím i zlepšení mechanických vlastností. Po injektáži je následně odebrána tavbová zkouška za účelem zjištění zbytkového vápníku. Během injektážního zpracování je indukční míchač v poloze I. a dnem pánve je dmýchán argon.

Po injektáži a dosažení teploty pro vakuové zpracování zajede pánvový vůz s pánví pod víko vakuového systému a nastává tzv. proces vakuování oceli. Vakuováním oceli za sníženého tlaku, lze účinně snížit obsah vodíku, dusíku a nekovových vměstků, případně odsířit lázeň.

Pozn.: Při vakuovém zpracování oceli je opět dnem pánve dmýchán argon. Indukční míchač ve směru I. zabezpečuje, že co možná největší část hladiny je vystavena působení sníženého tlaku (radikální odplynění lázně). Naopak ve směru II jsou nastaveny vhodné podmínky pro promíchání strusky a oceli, což má příznivý vliv na dodatečné odsíření a snížení obsahu vměstků.

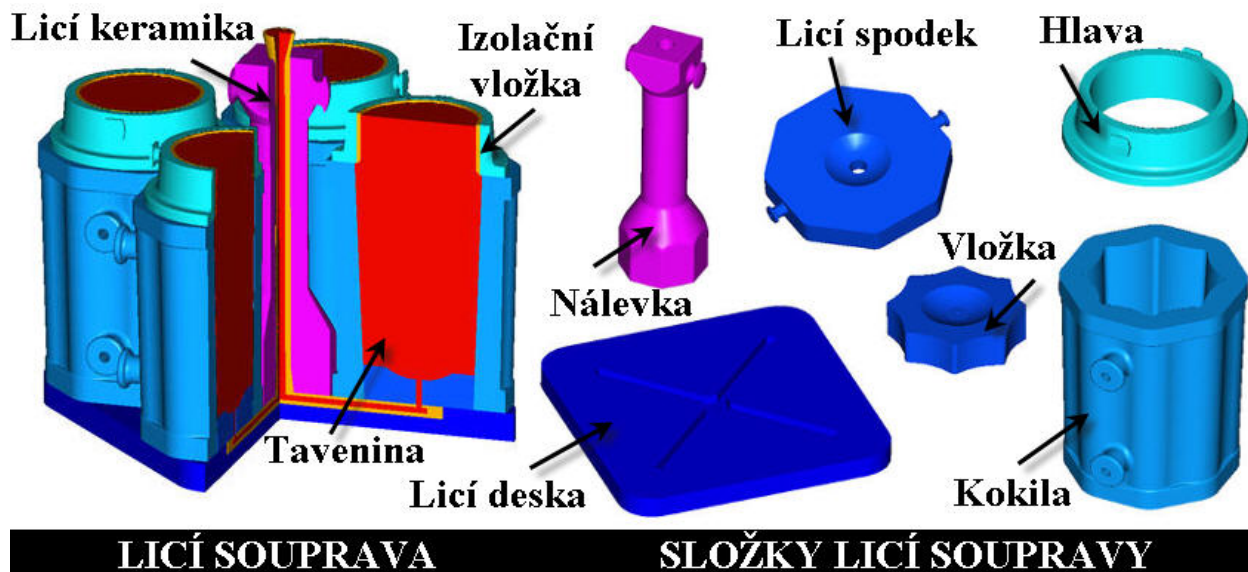
Po vakuování přejede opět pánvový vůz pod víko ohřevu, odebere se zkouška pro konečnou analýzu a teplota lázně se upraví na odpichovou teplotu (dle interních směrnic). Měření vodíku v tavenině se provádí vždy jako poslední technologická operace sondou Hydris. Je-li obsah vodíku vyšší než stanovený limit, je nutné opakovat vakuové zpracování. Takto připravená velmi čistá ocelová lázeň je spolu s rafinační pánví ASEA (zároveň licí pánev) přepravena na určené místo k poslední fázi odlévání.

2.1.3 ODLÉVÁNÍ OCELI SPODEM

Ve společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. probíhá proces odlévání kovárenských ingotů dnes již výhradně technologií odlévání oceli spodem.

Samotnému procesu odlévání předchází velice důležitá fáze spočívající v přípravě licí soupravy, kde z hlediska technologické nekázně může dojít k zásadnímu negativnímu ovlivnění čistoty ingotu a v krajních případech i k vyřazení samotné tavby.

Vše začíná vyzdřením licí desky pro plánovanou soupravu kokil. Celé schéma licí soupravy je znázorněno na obrázku 25. Vyzdření licí desky vždy provádí vyškolený vyzdíváč. Před zahájením operace se z licí desky smete šamotová drť a prach. Desky musí být dostatečně teplé z předešlého lití, aby bylo zajištěno dokonalé vysušení těsnícího materiálu a mullitové keramiky po vyzdření. V opačném případě se provádí ohřev licí desky pomocí plynového hořáku. K vyzdívání se používá, jak bylo již řečeno, keramických mullitových tvarovek (s minimálním obsahem 63% Al_2O_3) určených pro plánovanou soupravu kokil, které se pokládají do příslušných otvorů v licí desce na urovnanou předem připravenou vrstvu suchého křemičitého písku. Je nutné používat pouze kvalitní keramické tvarovky bez očividných vad a dbát na správné lícování a vystředění licí keramiky v licí desce. Licí keramika se skládá z nálevky (licího kužele), trubek, přechodového kamene, hvězdice, kanálků, koncového kanálku a náběžky.



Obr. 25 – schéma odlévání oceli spodem a složky licí soupravy používané ve společnosti PILSEN STEEL, s.r.o.

Pro utěsnění spojů se používají žáruvzdorná těsnění tzv. Alsiflex a tzv. rezitmel (špatně utěsněný kanálek může prasknout a být zdrojem úniku roztavené oceli). Po kompletním vyždění licí desky musí být licí cesty důkladně pročištěny ocelovým pérem a uvolněné nečistoty vyfoukány stlačeným vzduchem.

Následně se na hvězdici postaví požadovaný počet licích trubek, na které se nasadí očištěná nálevka. Soustava musí být přesně vycentrovaná a trubky vně nálevky opět důkladně vymezeny křemičitým pískem. Nakonec je nasazen licí kužel a utěsněn dinasovou maltou.

Licí spodky jsou nasazeny na náběžky a vzniklé mezikruží zasypáno ocelovými broky. Následuje další vyčištění licích cest stlačeným vzduchem. Vyčištěné kokily jsou vycentrovány na licí spodek a usazeny. Na horní ploché dotykové ploše kokil je umístěno keramické těsnění, tzv. Dikaflex (obr. 26) a usazeny vyčištěné hlavy s izolačními vložkami. Nakonec jsou licí cesty a souprava prosvíceny a zkontrolovány. Je-li vše v pořádku, je hlava zakryta (z důvodu možnosti vnesení nečistot) a licí souprava připravena k odlévání.

Před samotným odléváním z pánve ASEA se nejprve provede vycentrování výlevky pánve s nálevkou (licím kuželem). Po vycentrování se ihned najede s pánví nad předem připravenou restovou formu a provede se potřebný odstřík roztavené oceli. Každá rafinační pánve je totiž vybavena mechanismem třídeskového šoupátkového uzávěru, který ovládá vyškolený pánvař. Jestě před vlastním odpichem z EOP je výtokový uzel zasypán žáruvzdorným materiálem, aby se zabránilo zatečení tekuté lázně do výlevky. Před odléváním je tedy nutné pročistit výlevku prolitím potřebného množství tekuté oceli, čímž se zároveň výtokový uzel prohřeje na provozní teplotu. Po odstříku se najede z pánví zpět nad licí kužel, vystředí se proud oceli a upraví se licí rychlost (dle vnitřních směrnic). Je nutné, aby vzdálenost spodního okraje výlevky pánve a horního okraje nálevky byla v rozmezí cca 6 - 8 cm. Vzniká totiž nebezpečí narůstání tzv. rampouchů (směrem shora dolů), které se odtavují a padají do nálevky. Tato zoxidovaná ocel se dostává do ingotů a zhoršuje vnitřní kvalitu. Současně se při počátku odlévání oceli pusť na ochranu licího proudu do tzv. kroužku, umístěného na spodku pánve, pod tlakem inertní plyn (argon).

Pozn.: V co nejkratší době od začátku odlévání chceme dosáhnout spojení námrazy obalující proud oceli. Vzniká jakýsi kornout ztuhlé oceli kolem licího proudu. Ten brání injektážnímu nasávání okolní atmosféry do nálevky a sekundární oxidaci tekuté oceli.

Minimálně půl minuty před koncem odlévání je nutné dmýchání argonu přerušit, aby se okolí výlevky prohřálo a zajistilo se tak bezpečné nadzdvihnutí pánve po ukončení odlévání.



Obr. 25 – těsnění v místě dotyku hlavy s kokilou (Dikaflex) + licí prášek a exotermní zásyp hlavy

Pro zajištění vnitřní i vnější kvality kovárenských ingotů se během odlévání používá licího prášku (obr. 26) (typ a množství určeno vnitřní směrnicí). Ten v průběhu odlévání vytváří tenký mazací film mezi kokilou a tuhnoucí ocelí, čímž zabezpečuje kvalitní povrch ingotu a zároveň chrání povrch kokily před opotřebením. Dále chrání hladinu oceli před sekundární oxidací. Natavená vrstva prášku na hladině oceli pohlcuje vyplouvající vměstky, zabezpečuje také tepelnou izolaci a také zabraňuje případnému rozstříku oceli. Po zalití hlavového nástavce (hlavy ingotu), kde by rychlost odlévání měla být vždy nižší než rychlost odlévání těla ingotu, je hlava ingotu ošetřena speciálním exotermním zásypem (typ a množství opět dle vnitřní směrnice; obr. 26). Po uplynutí doby tuhnutí ingotu v kokile, se přejde k tzv. stripování (trhání ingotů z kokil) a přepravě ještě teplých ingotů ($t > 500\text{ }^{\circ}\text{C}$) ve speciálním izolačním boxu do divize – Kovárna.

2.2 MOŽNOSTI ZVYŠOVÁNÍ KVALITY KOVÁRENSKÝCH INGOTŮ Z POHLEDU ODLÉVÁNÍ

Současný procesní postup tavby, rafinace oceli a přípravné fáze k samotnému odlévání (viz. kapitoly výše), a to především z hlediska eliminace vnesení různých nečistot do roztavené oceli a ingotu, je na vysoké, konkurenceschopné úrovni. Z pohledu odlévání existují však, dle mého názoru, dvě možnosti, jejichž vhodnou kombinací lze docílit významného zvýšení finální kvality odlitých ingotů.

Tou první možností je zabránění sekundární oxidaci oceli. Jako druhá možnost se jeví pak vhodná úprava geometrie licí soupravy, resp. kokily.

2.2.1 SNÍŽENÍ RIZIKA A NÁSLEDKŮ SEKUNDÁRNÍ OXIDACE

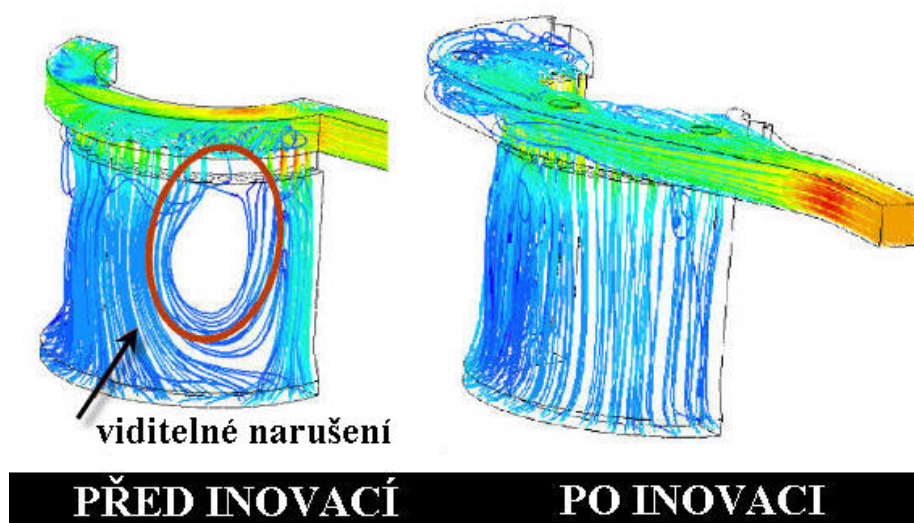
Výši rizika a následků sekundární oxidace ovlivňuje řada faktorů, které byly popsány již dříve, a není tudíž potřeba je znovu zmiňovat.

Na začátku je vhodné zdůraznit, že ani jeden zde uvedených návrhů není aktuálně v podmínkách společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. při odlévání ingotů využíván, resp. ne v této podobě.

Tato podkapitola je koncipována ve smyslu možného návrhu, či návodu k zamyšlení. Uvedené možnosti a jejich detailnější rozbor přesahují rozsahem a nejsou ani hlavním cílem této diplomové práce. Aplikací těchto poznatků v praxi lze však při vhodném použití jednoznačně snížit riziko, popř. následky sekundární oxidace a to i v reálných podmínkách společnosti PILSEN STEEL, s.r.o.

Snížení rizika sekundární oxidace

Snížení rizika sekundární oxidace při odlévání hraje velmi důležitou roli. Je vhodné vytvořit jednak tzv. kornout ztužené oceli kolem licího proudu a jednak využít zařízení distribuující pod tlakem ochranný film inertního plynu (argonu) kolem licího proudu. V literatuře [24] autor poukazuje na zastaralý typ doposud používaných distributorů plynů a jejich nevýhodu. V rámci vývoje byl navržen nový koncept distributoru, který byl následně s úspěchem aplikován v praktických podmínkách (obr. 27).



Obr. 27 – schéma proudnic před a po inovaci distributoru plynu [24]

Z obrázku 27 (před inovací) je patrné porušení proudnic, čímž dochází v dané oblasti k recirkulaci a narušení ochranného filmu. Vhodným konstrukčním řešením se autorovi podařilo tento vznikající problém eliminovat.

Autor otevírá tímto experimentem cestu možného budoucího vývoje pro hutnické firmy. Ve společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. byl tento fakt již předložen a prodiskutován. Z hlediska možnosti snížení rizika reoxidace, tj. zvýšení mikročistoty ingotu, a tím i

schopnosti lépe splňovat stále rostoucí požadavky zákazníků na kvalitu výrobku, se tento návrh zdá být dle mého názoru jak praktický, tak i velmi reálný. I z ekonomického hlediska se nejedná o velké investiční náklady (pouze vhodná konstrukční úprava tvaru distributoru a jeho uložení na spodní části pánve ASEA).

Snížení následků sekundární oxidace

V případě, že je ocel již vměstky znečištěna, jeví se jako vhodné řešení použití filtrů. Existují tzv. filtrační kazety (obr. 28), které se skládají ze dvou keramických tvarovek s 5-ti až 6-ti zirkonovými pěnovými filtry. Tyto kazety jsou uloženy stejně jako běžné tvarovky v licí desce. Nevýhodou je jejich poměrně nízká filtrační kapacita (max. 5 t). Stejně tak nejsou vhodné pro větší rychlosti odlévání. Tento nedostatek se projevil při pokusných tavných v PILSEN STEEL, s.r.o. do ingotů větších hmotností, kdy docházelo v průběhu odlévání k úplnému ucpání filtru.



Obr. 28 – filtrační kazeta [26]

Druhou možností je použití tzv. filtračních karuselů (obr. 29). Uvnitř jsou opět nejčastěji vloženy zirkonové pěnové filtry. Výhodou karuselů je až o 50 % vyšší filtrační kapacita a jejich vhodnost i pro větší licí rychlosti. Po odborné konzultaci s Ing. Josefem Odehnalem (ze společnosti PILSEN STEEL, s.r.o.), se i přes všechny výhody filtračního karuselu, jeví jejich použití při odlévání hmotných ingotů jako nereálné. Jednak za prvé by použití vyžadovalo výrobu speciálně upravených licích desek (viz. obr. 29). Za druhé pro hmotné ingoty by byla potřeba opravdu velkých průměrů karuselů. A za třetí cena, která se pohybuje kolem 15 000 Kč za 1 kus filtračního karuselu.



Obr. 29 – schéma filtračního karuselu a nutné speciálně upravené licí desky

2.2.2 ÚPRAVA GEOMETRIE KOKILY

Vhodnou úpravou geometrie kokily jsme schopni ovlivnit řadu jevů, které mohou zlepšit, ale i zhoršit finální kvalitu ingotu, tak např. vznik staženin, ředin, porozity, místní segregace prvků apod.

Problematikou vhodné úpravy geometrie kokily se zabývalo a zabývá mnoho odborníků v dané profesi. Každý provoz má nastaven vlastní specifické podmínky pro zabezpečení kvalitního výrobního procesu. Dané teoretické poznatky musí být proto aplikovány vždy v konkrétních podmínkách provozu. Nelze je tedy nikterak výrazně zobecnit a brát jako jasné pravidlo.

V literatuře [25] autor velmi podrobně zkoumá možnosti úpravy geometrie kokily typu 8K8,4 v podmínkách Žďas, a.s. Aplikuje různé extrémní úpravy tvaru kokily následně simulované v softwaru MAGMASoft[®]. Jako jedno z kritérií vzniku potenciálních vad v těle ingotu se v MAGMASoftu[®] využívá tzv. Niyamanova kritéria, se kterým také autor pracuje při svých experimentech.

Autor nejprve simuluje extrémní zesílení dolní a následně horní poloviny těla kokily. Z hlediska Niyamanova kritéria bylo zjištěno mírné zlepšení při zesílení dolní poloviny těla kokily, naopak při zesílení horní poloviny došlo k výraznému zhoršení. Stejně tak je zkoumán vliv vhodnosti například použití žebrování s cílem dosáhnout zvýšeného odvodu tepla v dané oblasti. Konstrukce žeber v dolní polovině těla kokily přispěla k nepatrnému zlepšení, naproti tomu žebrování v horní části vedlo k opětovnému zhoršení. Autor také zkoušel úpravu zkosením patní části uvnitř kokily. Zkosení pod úhlem 45 ° vedlo překvapivě k výraznému zkrácení vnitřní porozity. Další možnosti, které byly uvedeny již v předchozích kapitolách, mající dle mého názoru největší vliv na finální kvalitu ingotu, jsou změna poměru H/D kokily (poměr výšky kokily a středního průměru kokily) a změna úkosu kokily α . Autor tento názor a předpoklad potvrzuje. Při poměru $H/D \ll 1$ se podařilo zcela eliminovat osově vady v těle ingotu. Vyšší poměr H/D se pak projevil negativně. Taktéž zvýšení záporného úkosu kokily α se projevilo zřetelnou eliminací osových vad. Z hlediska změny tvaru průřezu ingotu (konvexní nebo rovné stěny kokily) nedospěl autor dle výsledků simulací k výrazným změnám hodnot a rozsahu vad.

Tyto a jiné poznatky byly pak brány v potaz při vývoji nového typu kokily (viz. kapitola 4).

2.3 SHRNU TÍ

System metalurgie ve společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. je nastaven na vysoké úrovni. Plně řízený proces výroby kovárenských ingotů umožňuje vždy a v každém kroku plnit vysoké nároky zákazníků na finální kvalitu ingotů a tím i samotného výrobku.

Vše začíná výběrem vhodné vsázky, jejího správného rozložení v pánvi pece a plně kontrolovanou tavbou v primárním tavícím agregátu (EOP). Dosažená úroveň chemické a metalografické čistoty významně souvisí s následující finální rafinací oceli v ASEA - SKF. Samotný proces rafinace umožňuje odsíření lázně, legování, odplynění, dezoxidaci, oduhličení, teplotní a chemickou homogenizaci a v neposlední řadě i modifikaci vměstků vápníkem. Celý průběh je kontrolován řadou rozborů chemických analýz vzorků taveniny. Možnosti ovlivnění čistoty oceli, resp. její zhoršení, tkví v těchto fázích výroby především v potenciální technologické nekázni. Je-li tento problém eliminován, roztavená ocel se nachází před poslední fází odlévání ve velmi čisté podobě. Díky kvalitnímu vyzdění licí desky, precizní přípravě a stavění licí soupravy je pravděpodobnost znečištění ingotu nekovovými vměstkami nebo vzniku jiných vad snížena na nejnižší možné riziko.

Takřka největším problémem při odlévání je proces sekundární oxidace. Společnost PILSEN STEEL, s.r.o. vynakládá značné úsilí, aby k této nežádoucí zpětné oxidaci nedošlo, a to ať už např. licími prášky či ochranou licího proudu argonem. Nic však není stoprocentní a k sekundární oxidaci přesto dochází. Jako jedna z možností snížení rizika reoxidace oceli spočívá ve vývoji dnes již zastaralého distributoru inertního plynu, jakožto ochrany licího proudu. Správným tvarem distributoru, počtem výstupních otvorů a vhodně nastaveným výstupním tlakem proudícího ochranného média, lze docílit téměř dokonalé ochrany licího proudu bez zjevných recirkulačních oblastí vzniklého ochranného filmu, které způsobují nasávání okolní atmosféry do silně dezoxidovaného proudu oceli. V případě, že je ocel již znečištěna vměstkami, pak se jako vhodné řešení jeví použití filtrů. Účelem filtrů je snížení následků sekundární oxidace, popř. zachycení nekovových vměstků již obsažených v tavenině z předchozích operací. Jejich použití, v reálných podmínkách společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. při odlévání hmotných ingotů, je však velmi omezené. Především z hlediska jejich malé filtrační kapacity (max. 10 - 13 t, v opačném případě hrozí ucpání filtrů a „zamrznutí“) a také vysoké ceny pohybující se kolem 15 000 Kč za 1 kus.

Výrazného zlepšení z hlediska vad ingotů typu staženina, řediny, porozita, místní segregace prvků aj., lze docílit vhodnou úpravou geometrie kokily. Z řad různých typů úprav tvaru kokily, od extrémního zvětšení tloušťky horní či spodní poloviny kokily, po např. žebrování, má největší vliv změna záporného úkosu kokily α a změna poměru H/D.

3 PROBLEMATIKA OCELÍ URČENÝCH PRO PRACOVNÍ VÁLCE

3.1 SPECIFIKACE OCELÍ PRO PRACOVNÍ VÁLCE

Jak bylo již v úvodu řečeno, nejpřísnější požadavky na kvalitu pracovních válců z nástrojových ocelí jsou kladeny společností STEINHOFF GmbH & Cie. OHG. Společnost STEINHOFF GmbH & Cie. OHG (dále již pouze STEINHOFF) definuje přesné požadavky na samotnou tavbu oceli, chemickou analýzu, tepelné zpracování, obrábění, ale také na odběr vzorků, jejich značení, vyhodnocování tvrdosti, čistoty, mikrostruktury a také provádění ultrazvukových zkoušek.

Ke každému vyrobenému válci je přiložen atestační certifikát dle DIN EN 10204, který musí obsahovat mimo jiné:

- § chemickou tavbovou analýzu [%]
- § 4 hodnoty zkoušky rázem v ohybu [J]
- § 6 hodnot zkoušek tvrdosti [HB]
- § hodnotu meze kluzu a pevnosti v tahu [MPa]
- § hodnotu tažnosti a zúžení [%]
- § vyhodnocení mikročistoty a mikrostruktury

Pracovní válce pro společnost STEINHOFF jsou vyráběny z nástrojových ocelí s označením DHQ1, DHQ3 a DHQ3M. Předepsané chemické složení je uvedeno v tabulce 3.

Prvek	DHQ1	DHQ3	DHQ3M
C	0,78 – 0,83	0,78 – 0,83	0,78 – 0,83
Si	0,70 – 0,80	0,70 – 0,80	0,70 – 0,80
Mn	0,25 – 0,40	0,25 – 0,40	0,55 – 0,70
P	≤ 0,025	≤ 0,025	≤ 0,025
S	≤ 0,015	≤ 0,015	≤ 0,015
Cr	2,00 – 2,20	2,90 – 3,10	2,90 – 3,10
Mo	0,33 – 0,38	0,53 – 0,57	0,53 – 0,60
Ni	- N/A -	- N/A -	- N/A -
V	- N/A -	- N/A -	- N/A -
W	- N/A -	- N/A -	- N/A -
Nb	- N/A -	- N/A -	- N/A -
Co	- N/A -	- N/A -	- N/A -
Cu	- N/A -	- N/A -	- N/A -
Sn	- N/A -	- N/A -	- N/A -
Pb	- N/A -	- N/A -	- N/A -
Ti	- N/A -	- N/A -	- N/A -
H ₂	≤ 2,00 ppm	≤ 2,00 ppm	≤ 2,00 ppm
O ₂	≤ 30,00 ppm	≤ 30,00 ppm	≤ 30,00 ppm
N ₂	≤ 100,00 ppm	≤ 100,00 ppm	≤ 100,00 ppm

Tab. 3 – chemické složení materiálů s označením DHQ1, DHQ3 a DHQ3M v hm. % [27]
- N/A – (z důvodu ochrany interních údajů zákazníka není uvedeno)

Pozn.: Naměřené hodnoty ze zkoušky tahem, tj. mez kluzu, mez pevnosti v tahu, hodnoty tažnosti a zúžení, jsou hodnotami pouze informativními. Společnost STEINHOFF v této oblasti nepředepisuje žádné přesné limity.

Interním předpisem je oproti požadavkům upraven obsah síry na max. hodnotu 0,005 % a fosforu na max. 0,010 %. V tabulce 4 jsou uvedeny limity mikročistoty válců dle DIN 50602 metodou M (zkoušených na dvou vzorcích s min. testovanou plochou 800 mm²). Do poloviny roku 2010 byla mikročistota testována dle ASTM E 45 metodou A.

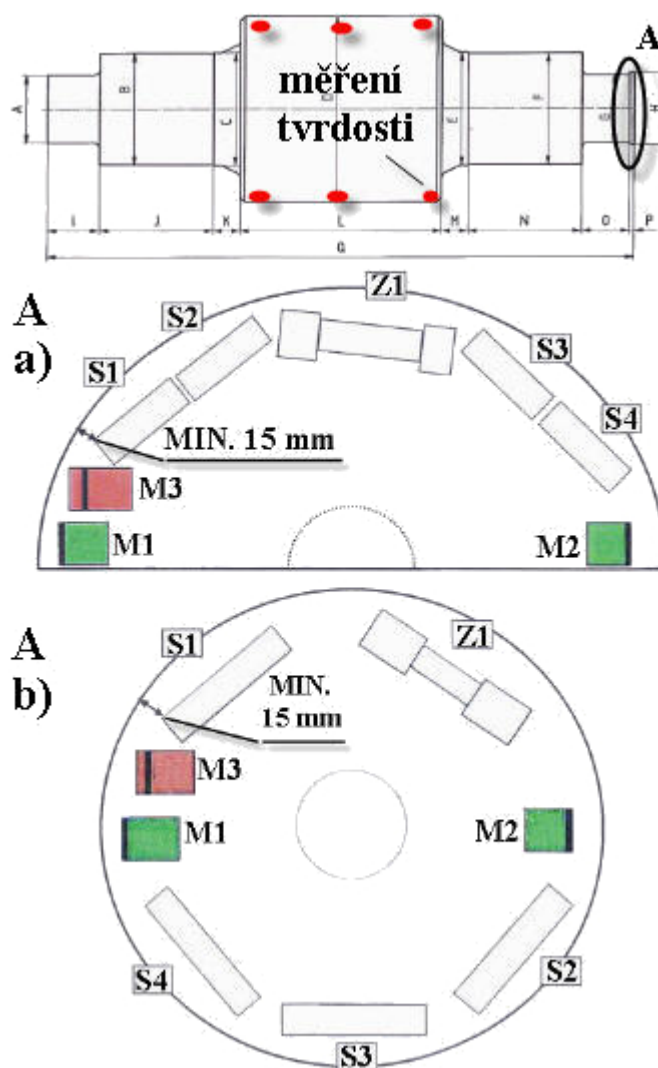
Typ vměstku			
sulfidy SS	hlinitany OA	silikáty OS	glob. oxidy OG
2	2	2	2

Tab. 4 – limity mikročistoty dle DIN 50602 [27]

Obrázek 30 znázorňuje místa odběru vzorků a oblasti měření šesti hodnot tvrdosti. Po finálním tepelném zpracování typu *H* (po kalení a popouštění), by mělo být dosaženo tvrdosti dle DIN EN 18265 v rozmezí 312 ÷ 346 HB. V případě finálního tepelného zpracování typu *N* (rovněž kalení a popouštění), by se tvrdost měla pohybovat v rozmezí 273 ÷ 312 HB.

Zkouška rázem v ohybu je testována dle DIN EN 10 045 na zkušebních vzorcích S1 až S4. Zkouška tahem dle DIN EN ISO 6298-1 je provedena na vzorku Z1.

Vyhodnocování mikročistoty je aplikováno na vzorcích M1 a M2. Na vzorku M3, po ohřevu na cca 900 °C a následném ochlazení v oleji, je provedena analýza vzniklé mikrostruktury. Ve specifikacích [27] společnost STEINHOFF přesně definuje geometrii a rozměry všech zkušebních vzorků.



Obr. 30 – schéma odběru vzorků a oblastí měření tvrdosti
a) $\varnothing H > 350 \text{ mm}$; b) $200 > \varnothing H < 350 \text{ mm}$

3.2 ANALÝZA A DEFINICE PROBLEMATICKÝCH OBLASTÍ

Jako referenční materiál byla zvolena nástrojová ocel s označením DHQ1. Tato ocel je odlévána dle požadovaných rozměrů pracovních válců do různých hmotnostních formátů kokil. V našem případě byl zvolen často využívaný typ formátu kokily s označením I 13 (hmotnost ingotu cca 13 tun). Jako zkoumané období byl zvolen horizont roku 2009 až 2012.

3.2.1 ROZBOR CHEMICKÝCH TAVBOVÝCH ANALÝZ

Kapitola se zaměřuje na vymezení problému z hlediska možných odchylek chemického složení od daného předpisu společnosti STEINHOFF. Analýza chemického složení taveb materiálu DHQ1 odlévaného do kokily I 13 za zkoumané období 2009 až 2012 je uvedena níže v tabulce 5. Čísla taveb v souladu s přáním společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. byla změněna.

DHQ1							
Prvek	Tavba						
	předpis	201/09	202/10	203/10	204/10	205/11	206/12
C	0,78 – 0,83	0,78	0,81	0,78	0,78	0,80	0,80
Si	0,70 – 0,80	0,73	0,73	0,74	0,76	0,77	0,74
Mn	0,25 – 0,40	0,28	0,28	0,29	0,40	0,31	0,29
P	≤ 0,025	0,008	0,006	0,006	0,01	0,01	0,012
S	≤ 0,015	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001
Cr	2,00 – 2,20	2,10	2,11	2,13	2,11	2,12	2,11
Mo	0,33 – 0,38	0,33	0,33	0,33	0,33	0,33	0,33
Ni	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -
V	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -
W	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -
Nb	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -
Co	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -
Cu	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -
Sn	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -
Pb	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -
Ti	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -	- N/A -
Al	---	0,017	0,02	0,023	0,023	0,018	0,018
H ₂	≤ 2 ppm	0,7 ppm	1,1 ppm	0,9 ppm	1,1 ppm	0,8 ppm	0,9 ppm
O ₂	≤ 30 ppm	20 ppm	20 ppm	20 ppm	20 ppm	16 ppm	20 ppm
N ₂	≤ 100 ppm	70 ppm	70 ppm	50 ppm	50 ppm	40 ppm	57 ppm

Tab. 5 – přehled chemického složení DHQ1 za zkoumané období 2009 – 2012 v hm. %
- N/A - (z důvodu ochrany interních údajů zákazníka není uvedeno)

Během zkoumaného období bylo odlito do kokily typu I 13 celkem šest taveb s označením 201/09 až 206/12. Tavba 206/12 vykazuje o 0,002 % větší obsah P, než udává interní směrnice, avšak z hlediska požadavků STEINHOFF je to stále v pořádku. Všechny prvky, až na malé výjimky, se drží na spodní limitní hranici, což je z ekonomického hlediska výhodné (to platí i pro zde neuvedené hodnoty prvků jako např. Ti, Cu, V aj.).

Odplynění lázně je hluboko pod limitní hranicí a potvrzuje výborně zvládnutý proces rafinace oceli (viz. kapitola 2.2). Velice zajímavé jsou informativní hodnoty zbytkového procenta hliníků obsaženého v tavenině. Ten predikuje potenciální vznik vměstků II. (Al 0,005 – 0,020 %) a III. typu (Al > 0,020 %). Tyto vměstky se pak jeví jako jehlicové či polyedrické útvary (v řezu jako řetízky). Z hlediska zhoršení mechanických vlastností působí více nepříznivě vměstky II. typu.

3.2.2 ROZBOR MIKROČISTOTY DLE DIN 50602

Hodnocení mikročistoty na dvou zkušebních vzorcích M1 a M2 (viz. obr. 30) se provádí dle normy DIN 50602 metodou M. Výsledky měření jsou uvedeny v tabulce 6. Minimální plocha jednoho vzorku je 400 mm². Limity na mikročistotu dle specifikací společnosti STEINHOFF jsou uvedeny v tabulce 4.

Pozn.: Do poloviny roku 2010 bylo prováděno měření mikročistoty dle normy ASTM E 45 metodou A. Proto výsledky mikročistoty taveb 201/09 z roku 2009 a 202/10 z roku 2010 nejsou uvedeny v následujícím srovnání, a to z důvodu odlišného způsobu vyhodnocování výsledků oproti normě DIN 50602. Tavby 201/09 a 202/10 však podle dřívějších specifikací splňují limity a vyhovují.

tavba 203/10	sulfidy SS	hlinitany OA	silikáty OS	glob. oxidy OG	Σ plocha [mm ²]
M1	0	0	0	2	821
M2	0	0	0	1	
Ø hodnota	0	0	0	1,5	
tavba 204/10	sulfidy SS	hlinitany OA	silikáty OS	glob. oxidy OG	Σ plocha [mm ²]
M1	0	2	0	1	861
M2	0	0	0	1	
Ø hodnota	0	1	0	1	
tavba 205/11	sulfidy SS	hlinitany OA	silikáty OS	glob. oxidy OG	Σ plocha [mm ²]
M1	0	0	0	1	922
M2	0	0	0	3	
Ø hodnota	0	0	0	2	
tavba 206/11	sulfidy SS	hlinitany OA	silikáty OS	glob. oxidy OG	Σ plocha [mm ²]
M1	0	0	0	2	944
M2	0	0	0	2	
Ø hodnota	0	0	0	2	

Tab. 6 – přehled výsledků mikročistoty dle DIN 50602, metoda M

Z výsledků tabulky 6 vidíme, že ani v jedné tavbě nejsou obsaženy vměstky typu sulfidy a silikáty. Taktéž, až na tavbu 204/10, nejsou v oceli patrné ani hlinitany. Naproti tomu znečištění globulitickými oxidy je naprosto zřejmé, ale nepřekračuje povolené hodnoty.

Z výsledků mikročistoty materiálu DHQ1 je patrné, že ocel splňuje nejvyšší kritéria z hlediska minimálního množství znečištění nekovovými vměstky. Toto zjištění je velmi pozitivní a opět poukazuje na vysokou úroveň procesu výroby kovárenských ingotů určených pro pracovní válce ve společnosti PILSEN STEEL s.r.o.

3.2.3 ROZBOR MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ

Jak bylo uvedeno již v kapitole 3.1, naměřené hodnoty mechanických vlastností jsou pouze informativní. Tyto hodnoty nejsou limitovány žádnými konkrétními specifikacemi společnosti STEINHOFF. Za to hodnoty tvrdosti musí splňovat dle typu tepelného zpracování jasně předepsané limity. Po finálním tepelném zpracování typu *H* (po kalení a popouštění), by mělo být dosaženo tvrdosti v rozmezí 312 ÷ 346 HB. V případě finálního tepelného zpracování typu *N* (rovněž kalení a popouštění), by se tvrdost měla pohybovat v rozmezí 273 ÷ 312 HB. Naměřené hodnoty mechanických vlastností jsou uvedeny v tabulkách 7 a 8.

Tavba	Typ tepelného zpracování	Mez kluzu Rp _{0,2} [MPa]	Pevnost v tahu Rm [MPa]	Tažnost A ₅ [%]	Zúžení Z [%]	Vrubová houževnatost KV ^{+20°C} [J]			
						S1	S2	S3	S4
201/09	<i>N</i>	579	1097	14,5	33,9	151	148	150	147
202/10	<i>H</i>	801	1050	14,8	31,1	143	147	140	143
203/10	<i>N</i>	572	1094	15,2	30,5	153	148	141	141
204/10	<i>N</i>	588	1101	11,2	19	167	83	146	134
205/11	<i>H</i>	826	1070	13,8	35,2	80	167	87	155
206/12	<i>H</i>	792	1069	13,4	35,2	152	138	181	136

Tab. 7 – přehled základních naměřených hodnot mechanických vlastností

Tavba	Typ tepelného zpracování	Předpis tvrdosti [HB]	0°			180°			Ø hodnota [HB]
			1	2	3	1	2	3	
201/09	<i>N</i>	273 ÷ 312	279	281	274	286	292	278	281
202/10	<i>H</i>	312 ÷ 346	333	312	324	335	318	330	325
203/10	<i>N</i>	273 ÷ 312	281	279	288	291	286	284	285
204/10	<i>N</i>	273 ÷ 312	283	302	274	281	309	307	292
205/11	<i>H</i>	312 ÷ 346	331	344	322	323	343	323	331
206/12	<i>H</i>	312 ÷ 346	322	312	312	313	314	314	314

Tab. 8 – přehled naměřených hodnot tvrdosti na pracovní ploše válce dle DIN EN 18265

Hodnoty tvrdosti naměřené na pracovní ploše (viz. obr. 30) obrobeného válce jsou v předepsaných mezích a potvrzují dodržení správného postupu tepelného zpracování.

3.2.4 ROZBOR ULTRAZVUKOVÝCH ZKOUŠEK

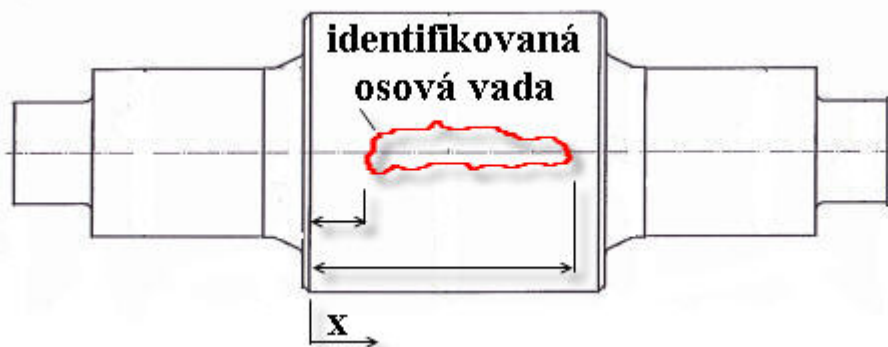
Pracovní válce určené pro společnost STEINHOFF se dodávají dle technických výkresů, buďto s vyvrtaným středem, nebo s plným profilem.

Ultrazvukovou zkoušku je možno provádět až na obrobené ploše pracovních válců (dříve ne). První ultrazvuková zkouška probíhá ještě před samotným vyvrtáním středu, druhá pak po samotném vývrtnu jako následná kontrola.

Při analýze ultrazvukových zkoušek pracovních válců z výše uvedených taveb nebyly zjištěny žádné významné vady typu jako vměstky aj. Největší problémem se však jevil výskyt **osových vad** (porozita, řediny). Tyto vady byly identifikovány ve větší či menší míře na všech pracovních válcích (obr. 31). Odstranění těchto osových vad je velmi komplikované a nákladné.

V případě, že se jedná o válce s vyvrtaným středem, je možnost touto technologickou operací osové vady z válce vyvrtat. Není-li předepsaným vývrtem dle technického výkresu možno vadu zcela eliminovat, je nutné kontaktovat společnost STEINHOFF a navrhnout řešení vedoucí k úplnému odstranění identifikované vady. Ve většině případů se jedná o řešení ve smyslu zvětšení průměru vývrtnu, tak aby vada byla zcela eliminována.

Větší problém však nastává u pracovních válců s plným profilem. V tomto případě při identifikaci výše zmíněné vady je nutné opět kontaktovat společnost STEINHOFF a požádat o možnost provedení vývrtnu středu válce oproti předepsanému technickému řešení s cílem odstranit vadu. S odstraňováním vady jsou však spojeny vysoké náklady, v případě zmetku tzv. utopené náklady, které již byly vynaloženy a nelze je získat zpět, a ušlý zisk z vadného výrobku či dokonce ztráta dobrého jména společnosti PILSEN STEEL, s.r.o.



Obr. 31 – schéma osové vady identifikované ultrazvukovou zkouškou

3.3 SHRNU TÍ

Kapitola 3 definuje přesné požadavky společnosti STEINHOFF GmbH & Cie. OHG na kvalitu svých pracovních válců, odběr vzorků a jejich vyhodnocování.

Jako referenční materiál byla zvolena nástrojová ocel DHQ1 odlévaná do často využívaných kokil hmotnostního formátu I 13. Jako zkoumané období byl zvolen horizont roků 2009 až 2012.

Za účelem vytyčení problematických oblastí byla provedena podrobná analýza chemického složení taveb, mikročistoty, naměřených hodnot mechanických vlastností a jako poslední ultrazvukových zkoušek.

Chemická analýza složení taveb poukázala na výborně zvládnutý proces tavby a rafinace oceli. I přes poměrně dlouhý horizont i několika měsíců, od poslední provedené tavby k nadcházející, bylo dosaženo vždy přesně předepsaného chemického složení. Také rozbor mikročistoty neodhalily žádné významné nedostatky, ba naopak obsah nekovových vměstků v oceli byl téměř zanedbatelný. Stejně tak hodnoty dosažených tvrdostí na funkčních plochách válců se nacházeli vždy v toleranční mezi.

Při analýze ultrazvukových zkoušek pracovních válců byl objeven však zásadní problém spočívající ve *výskytu osových vad*. Tyto vady byly identifikovány ve větší či menší míře na všech válcích. Jejich odstranění je velmi komplikované a nákladné. V krajních případech se může jednat dokonce o zmetek. Proto následující kapitola 4 se bude tímto problémem a možností jeho odstranění více zabývat.

4 NÁVRH NOVÉHO TVARU KOKILY FORMÁTU I 13

Pro numerické simulace odlévání a následného tuhnutí oceli byla vyvinuta celá řada výpočetních softwarů, jež mají za úkol simulovat tento proces. Společnost PILSEN STEEL, s.r.o. využívá při výpočtech program MAGMASoft®.

Tento výpočetní software, díky dlouholetému vývoji a široké škále modulů, umožňuje v současnosti na vysoké úrovni simulovat proces odlévání a tuhnutí ingotů v kokilách. Proto při řešení této problematiky nebylo nutné stanovovat žádné nové materiálové proměnné a konstanty, ani fyzikální a chemické parametry uvažované ve výpočtovém modelu.

Tato kapitola je zaměřena na využití numerického simulování procesu lití a tuhnutí ingotu v kokile, jako vhodného nástroje pro optimalizaci výrobního procesu. Pro zachování korektnosti byly výpočty provedeny taktéž v programu MAGMASoft®. Výsledky simulací odlévání a tuhnutí původního a nově navrženého ingotu I 13 v programu MAGMASoft®, jsou popsány a graficky vyjádřeny v obrázcích v následujících kapitolách 4.1 a 4.2. K tomuto účelu s důrazem možnosti vzniku osových vad byly zvoleny následující hodnotící kritéria:

- § FEEDING (%) – procentuální podíl homogenní fáze
- § LIQTOSOL (s) – čas taveniny v mezifázovém rozhraní likvidu a solidu
- § SOLTIME (s) – průběh pásma teploty solidu v závislosti na čase
- § HOTSPOT (s) – místa posledního tuhnutí
- § NIYAMA (1) – kritérium pro vznik mikrostaženin
- § SEGREGATION C, Cr, Mo (hm. %) – koncentrace C, Cr, Mo
- § MAXPRINCIPALSTRES (MPa) – poměrný lokální tlak
- § MISES (MPa) – porovnávací napětí

Hlavním kritériem pro posouzení vnitřní kvality ingotu je v případě softwaru MAGMASoft® stanovení tzv. Niyamova kritéria. Niyamovo kritérium je rozhodující pro vznik mikrostaženin a je definováno jako:

$$\text{Niyamovo_kritérium} = \frac{G}{\sqrt{T}}, \quad (2)$$

kde: G teplotní gradient [K . mm⁻¹],
T rychlost ochlazování [K . s⁻¹].

Pro odlitky se obecně uvádí jako kritická hodnota Niyamova kritéria 0,775. Při vyšších hodnotách dochází ke vzniku mikrostaženin, resp. mikroporozity.

Dále z hlediska poměrných lokálních tlaků byl kladen důraz na kritérium MaxPrincipalStress a kritérium Mises porovnávací vnitřní napětí. Kritérium Mises vychází ze vztahu pro efektivní napětí, resp. efektivní deformaci, popisující chování materiálu podle Von Mises pro trojosý stav.

Efektivní napětí σ_{ef} , vyjadřuje současný účinek jednotlivých složek stavu napjatosti v určitém bodě tělesa. Efektivní deformace ε_{ef} představuje výsledný deformační účinek efektivního napětí, tj. charakterizuje velikost a průběh změny tvaru plasticky deformovaného materiálu ve zvoleném bodě tělesa. S pomocí kritéria Mises lze tedy snadno porovnávat trojosý napěťový stav s jednoosým. To znamená, že výsledky napětí můžeme přímo porovnávat s výsledky meze kluzu a meze pevnosti v tahu při měření mechanických vlastností materiálu zkouškou tahem.

4.1 NUMERICKÁ SIMULACE LITÍ A TUHNUTÍ PŮVODNÍHO TYPU INGOTU I 13

Dle výrobních podmínek a předpisů společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. pro ingoty určené k výrobě pracovních válců byla provedena simulace lití a tuhnutí původního kovárenského ingotu typu I 13 (základní parametry viz. tab. 9). Jako referenční materiál byla vybrána z databáze programu MAGMASoft® ocel 8Cr3MoV (viz tab. 10), která se nejvíce shoduje svým chemickým složením s ocelí DHQ1.

Formát	Hmotnost ve studeném stavu [kg / %]								α [°]	H/D
I 13	hlava		tělo		spodek		Σ ingot		2,49	1,85
	1 390	11	10 735	84,9	395	3,1	12 640	100		

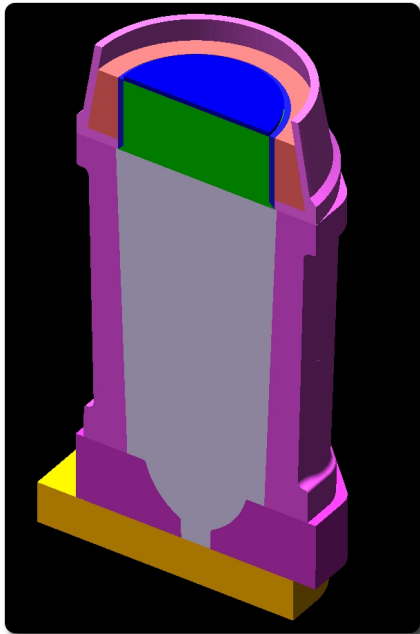
Tab. 9 – základní parametry ingotu I 13
(ostatní parametry z důvodu ochrany interních údajů nejsou uvedeny)

Chemické složení		
Prvek	hm. %	
	DHQ1	8Cr3MoV
C	0,78 – 0,83	0,77 – 0,83
Si	0,70 – 0,80	0,20 – 0,30
Mn	0,25 – 0,40	0,20 – 0,30
P	≤ 0,025	≤ 0,015
S	≤ 0,015	≤ 0,005
Cr	2,00 – 2,20	3,00 – 3,20
Mo	0,33 – 0,38	0,20 – 0,25
Ni	- N/A -	- N/A -
V	- N/A -	- N/A -
W	- N/A -	- N/A -
Nb	- N/A -	- N/A -
Co	- N/A -	- N/A -
Cu	- N/A -	- N/A -
Sn	- N/A -	- N/A -
Pb	- N/A -	- N/A -
Ti	- N/A -	- N/A -
Al	---	---

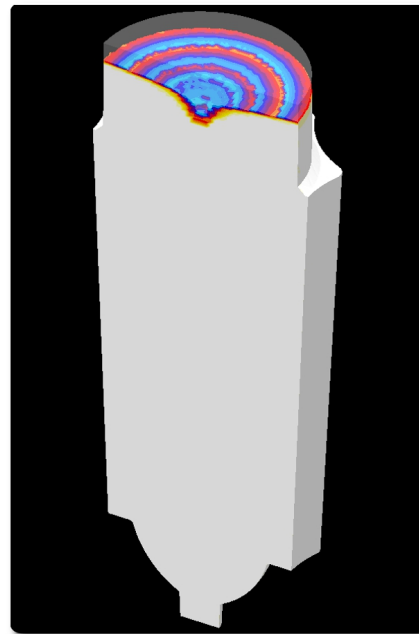
Tab. 10 – přehled porovnání chemického složení DHQ1 a 8Cr3MoV v hm. %
- N/A - (z důvodu ochrany interních údajů zákazníka není uvedeno)

Na obrázku 32 je znázorněn podélný řez kokilovou soupravou se ztuhlým ingotem provedený v programu MAGMASoft®. Obrázek 33 již demonstruje výsledky simulací dle kritéria FEEDING (%). Kritérium FEEDING (%) zobrazuje místa s výskytem staženin. Stupnice v % ukazuje, kolik procent kovu vyplňuje dané místo. Numerický model na obrázku 33 nám poskytuje dostatečnou informaci o ošetření hlavového nástavce ingotu exotermními

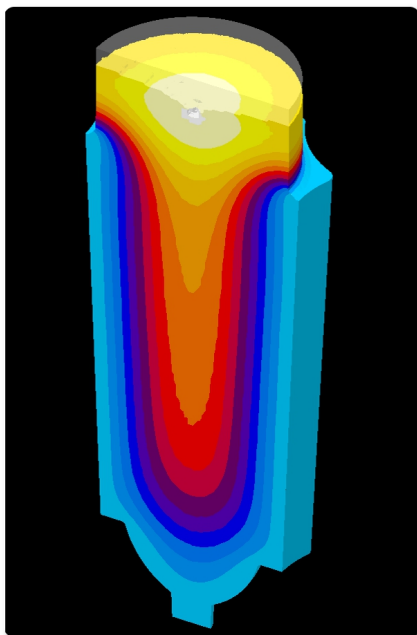
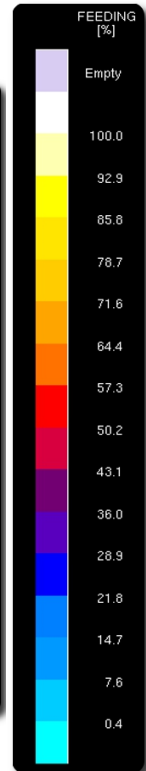
zásypy, dosažení usměrněného tuhnutí a koherentní (homogenní) struktury materiálu v těle ingotu. Lze vidět, že pásma nespojitostí materiálu se nacházejí v hlavě ingotu, tedy v místě předpokládaného výskytu primární staženiny, a nezasahují do těla ingotu.



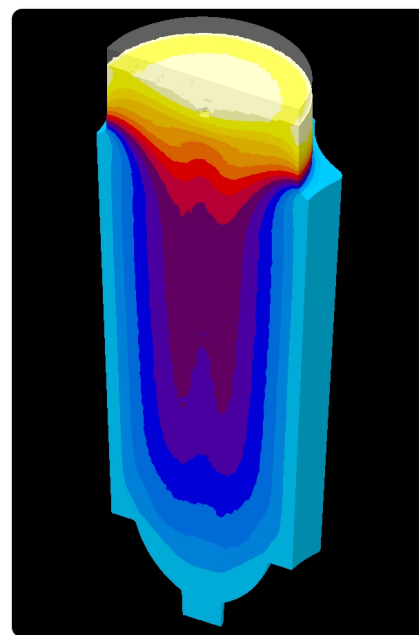
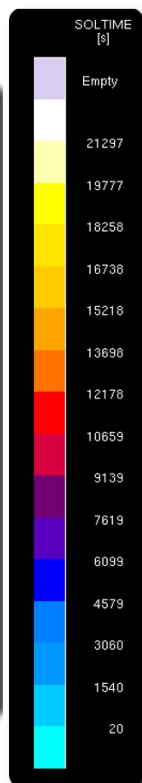
Obr. 32 – podélný řez kokilovou soupravou



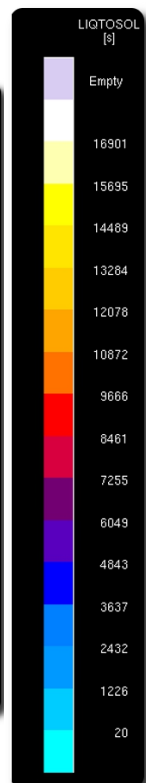
Obr. 33 – FEEDING (%), tj. procentuální podíl homogenní fáze



Obr. 34 – SOLTIME (s), tj. průběh pásma teploty solidu v závislosti na čase

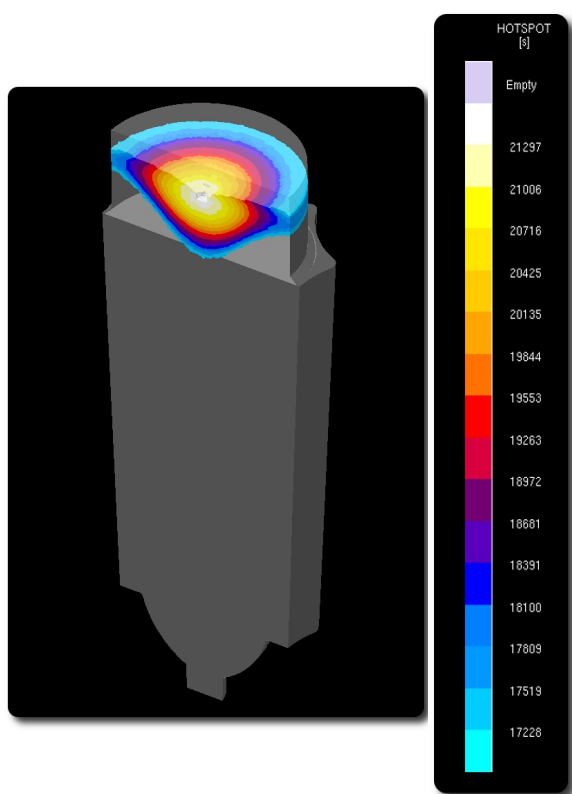


Obr. 35 – LIQTOSOL (s), tj. čas taveniny v mezifázovém rozhraní likvidu a solidu

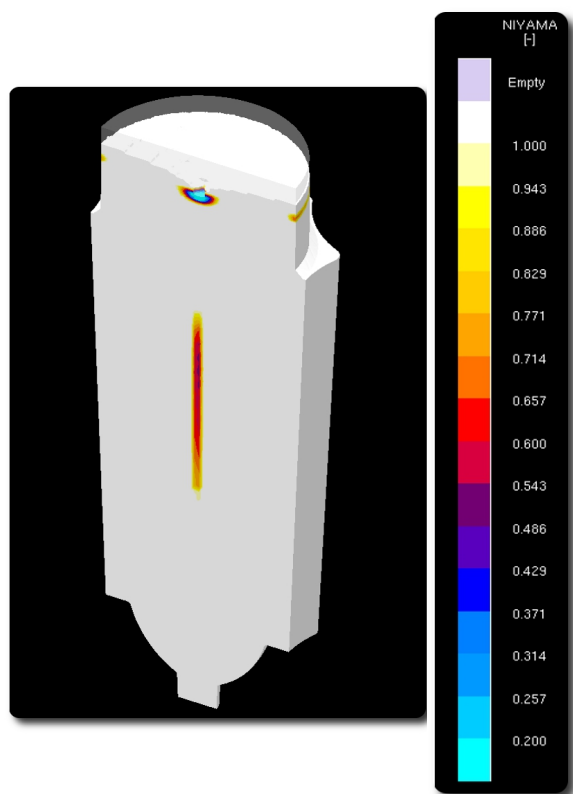


Na obrázku 34 je znázorněno kritérium SOLTIME (s), které dokumentuje průběh pásma teploty solidu v závislosti na čase, nebo-li dobu potřebnou k utužení jednotlivých oblastí ingotu. Můžeme vidět, že osová a hlavová část ingotu budou tuhnout nejdéle.

Z numerického stanovení času - kritérium LIQTOSOL (s) (viz. obr. 35), kdy tekutá fáze setrvává v mezifázovém rozhraní mezi teplotou likvidu a solidu je patrné, že ocel v osové a hlavové části ingotu setrvává v mezifázovém rozhraní po delší dobu než v místech mimo osu. Ze simulace na obrázku 35 lze vidět možné riziko uzavření izotermických křivek pro dosazování tekuté oceli do těla ingotu. Hrozí riziko vzniku tzv. izolovaných ostrůvků, které predikují možnost výskytu osových vad ingotu.



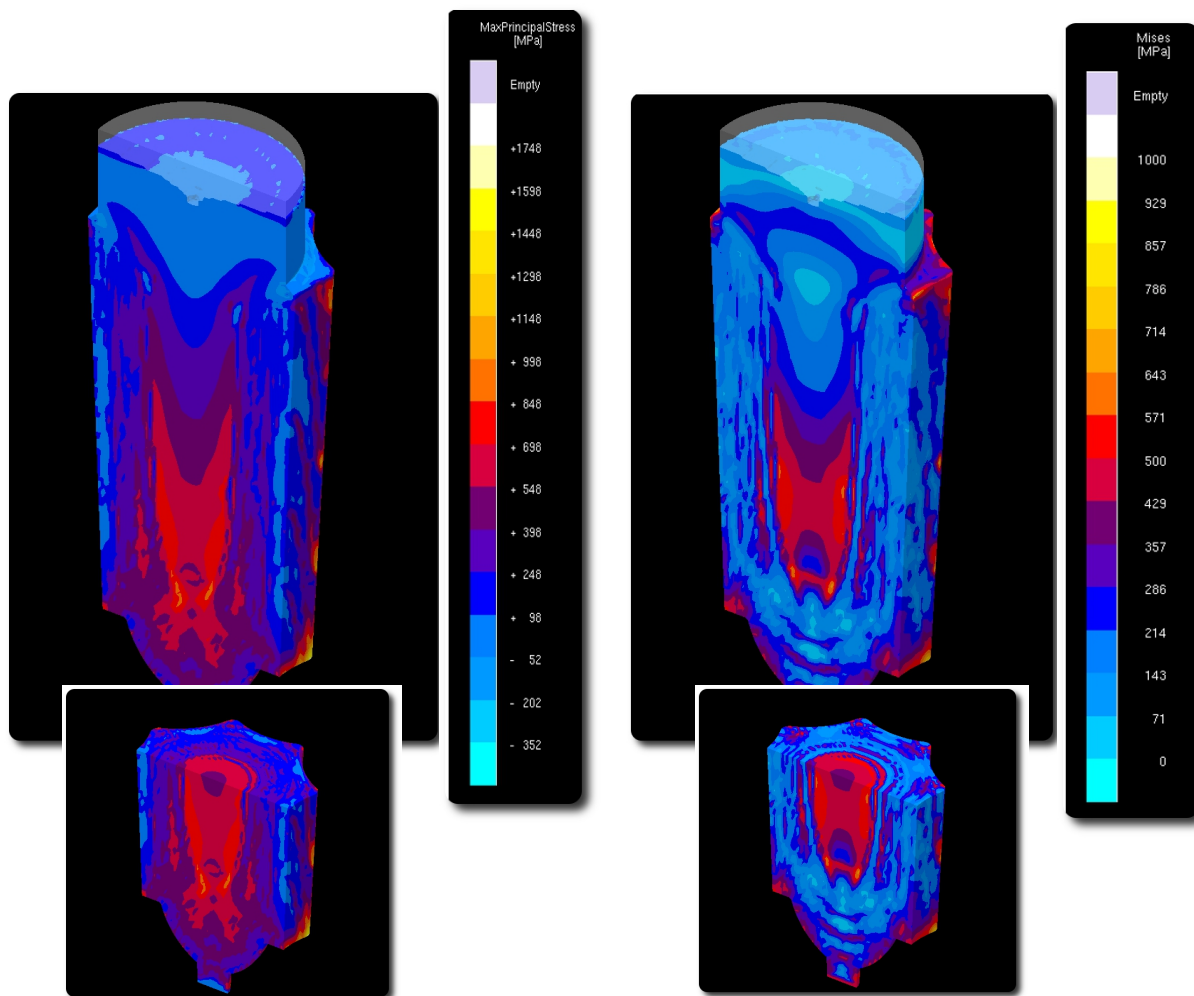
Obr. 36 – HOTSPOT (s), tj. místa posledního tuhnutí



Obr. 37 – NIYAMA (1), tj. kritérium pro vznik mikrostaženin

Kritérium HOTSPOT (s) (viz. obr. 36) sleduje oblasti posledního tuhnutí tekuté fáze. V souladu s kritériem FEEDING (%) se nachází místo posledního tuhnutí v hlavě ingotu (mimo tělo ingotu).

Kritérium NIYAMA (1) (viz. obr. 37) zobrazuje v podélném osovém řezu těla ingotu rizikové oblasti možnosti výskytu mikroporozity, resp. mikrostaženin. Z obrázku 37 je patrné, že při zobrazení Niyamova kritéria ve škále (0 ÷ 1) dochází v osové části původního ingotu ke vzniku ředin, dutin a s nimi souvisejících osových vad.

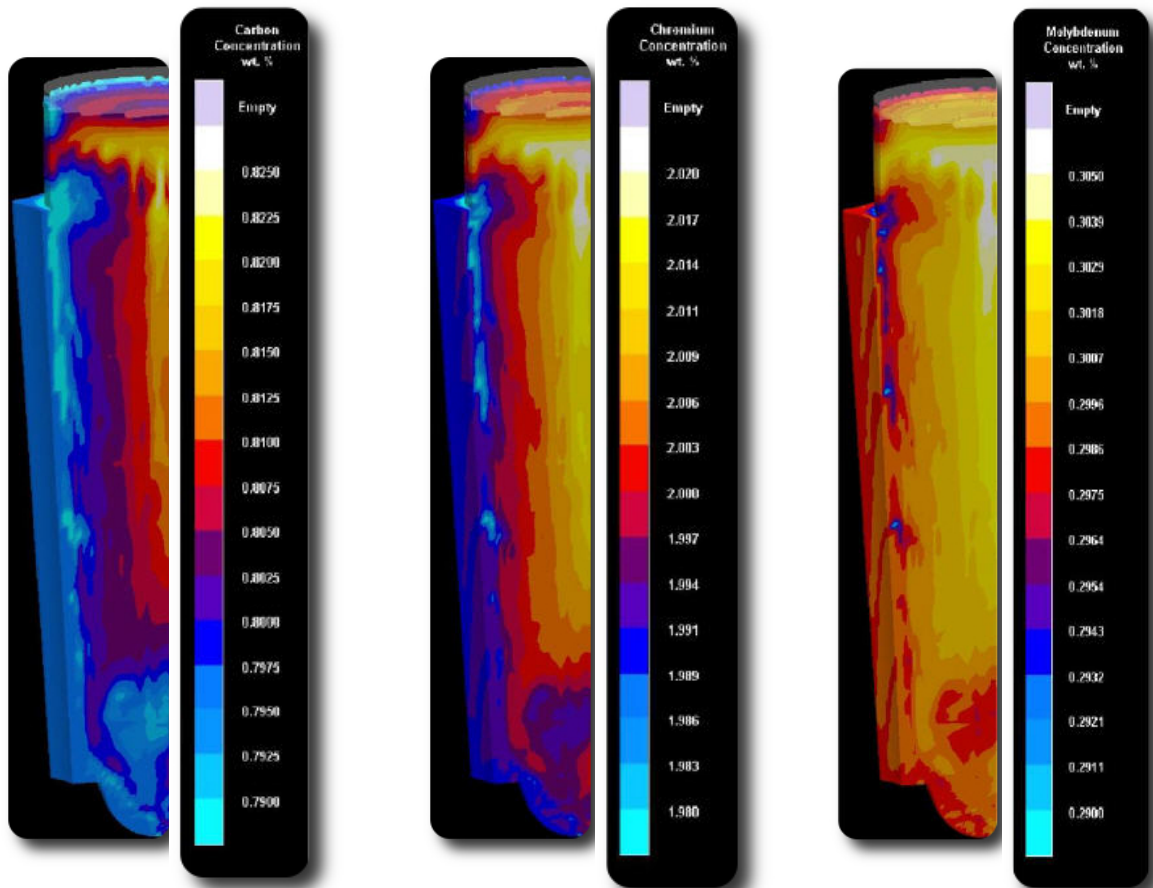


Obr. 38 – MAXPRINCIPALSTRES (MPa),
tj. poměrný lokální tlak

Obr. 39 – MISES (MPa), tj. porovnávací
napětí

Obrázek 38 znázorňuje poměrná lokální tlaková, resp. tahová napětí, v příčném řezu těla ingotu v důsledku objemových změn v průběhu tuhnutí - kritérium MAXPRINCIPALSTRES (MPa). Obrázek velmi podrobně demonstruje výskyt vysokých hodnot tahových napětí jak v osově části ingotu, tak zejména na jeho povrchu. Tato tahová napětí mohou být zdrojem a predikcí vzniku trhlin. Z tohoto hlediska jsou pro nás vždy výhodnější napětí tlaková.

Kritérium MISES (MPa) na obrázku 39 umožňuje porovnávat trojosý napěťový stav s napěťovým stavem jednoosým, tj. s trhací zkouškou. To znamená, že výsledky napětí můžeme přímo porovnávat s výsledky meze kluzu a meze pevnosti v tahu při měření mechanických vlastností materiálu zkouškou tahem. Lze vidět, že hodnoty relativního porovnávacího napětí mají přímou souvislost s předchozí charakteristikou poměrného lokálního napětí.



Obr. 40 – SEGREGATION C, Cr, Mo (hm. %), tj. koncentrace C, Cr a Mo

Kritérium SEGREGATION (hm. %) na obrázku 40 graficky znázorňuje odmišlení uhlíku, chromu a molybdenu v těle ingotu. Z obrázku je patrná změna koncentrace prvků směrem k ose a hlavě ingotu v závislosti na čase tuhnutí a teplotě, která směrem ke středu ingotu samozřejmě stoupá.

4.2 NUMERICKÁ SIMULACE LITÍ A TUHNUTÍ NOVĚ NAVRŽENÉHO INGOTU I 13

Osová porozita, jak již bylo řečeno, vzniká v podstatě důsledkem neusměrněného tuhnutí oceli v kokile. U kovárenských ingotů větších formátů, vyjma chemického složení, rozhoduje o jejím rozsahu právě geometrie. Na základě výsledků simulací provedených v předchozí kapitole 4.1 pro původní kovárenský ingot typu I 13, bylo přistoupeno ke komplexní úpravě geometrie kokily typu I 13 s pracovním označením I 13B.

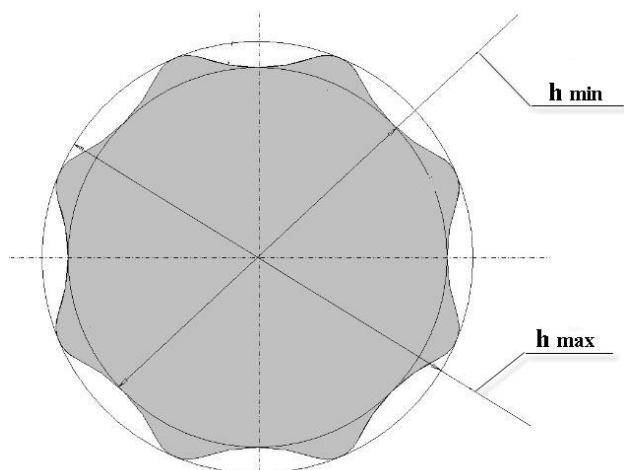
Změny oproti původnímu tvaru byly směřovány především do oblastí snížení poměru H/D (štíhlost S) a zvětšení záporné konicity (úhlového zkosení α), při snaze zachování původní hmotnosti ingotu.

Pozn.: V rámci celého projektu inovace kokily I 13 bylo prioritní snahou získat užitečný vzor u Úřadu právního vlastnictví. ÚPV registruje již ingoty v kategorii jako „vcelku štíhlé“ s parametry S v rozmezí od 1,66 do 2,70 a úhlovým zkosením α od 0,7° do 3,8°, nebo naopak v kategorii jako „již dosti bachraté“ s parametry S v rozmezí od 1,25 do 1,35 a úhlovým zkosením α od 5,0° do 7,0°. K získání užitečného vzoru musely být tedy splněny toleranční podmínky v kategorii jako „již dosti bachraté“ vyhovující parametru S v rozmezí od 1,35 do 1,65 a úhlovým zkosením α od 3,8° do 5,0°.

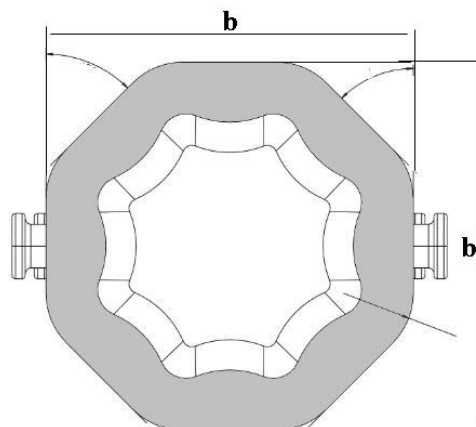
Schéma tvaru nově navržené kokily je znázorněno na obrázcích 41 až 45, základní parametry pak v tabulce 11. Při inovaci došlo ke zvětšení horního průměru kokily. Doposud používaný hlavový nástavec J 13 se stal z důvodu malého průměru nevyhovující. Hrozilo riziko velkého přesazení a tím i zvětšení staženiny a ředin. Proto musel být použit větší hlavový nástavec J 16. Tato změna je již v numerických simulacích zahrnuta.

Formát	Hmotnost ve studeném stavu [kg / %]								α [°]	H/D
	hlava		tělo		spodek		Σ ingot			
I 13	1 640	12,9	10 695	84	395	3,1	12 730	100	4,9	1,56

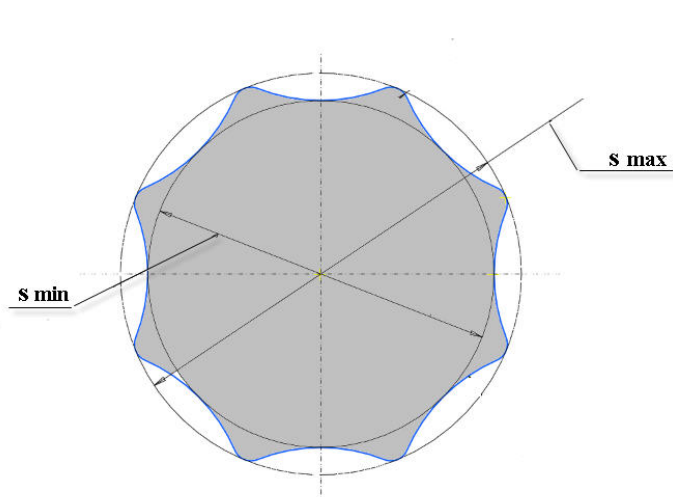
Tab. 11 – základní parametry nového ingotu I 13
(ostatní parametry z důvodu ochrany interních údajů nejsou uvedeny)



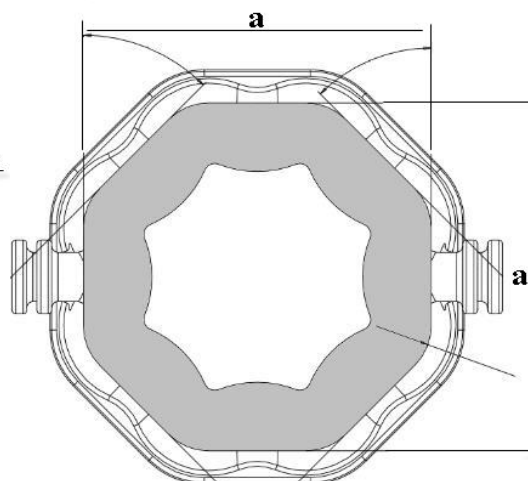
Obr. 41 – příčný řez upraveným ingotem v rovině největšího průřezu



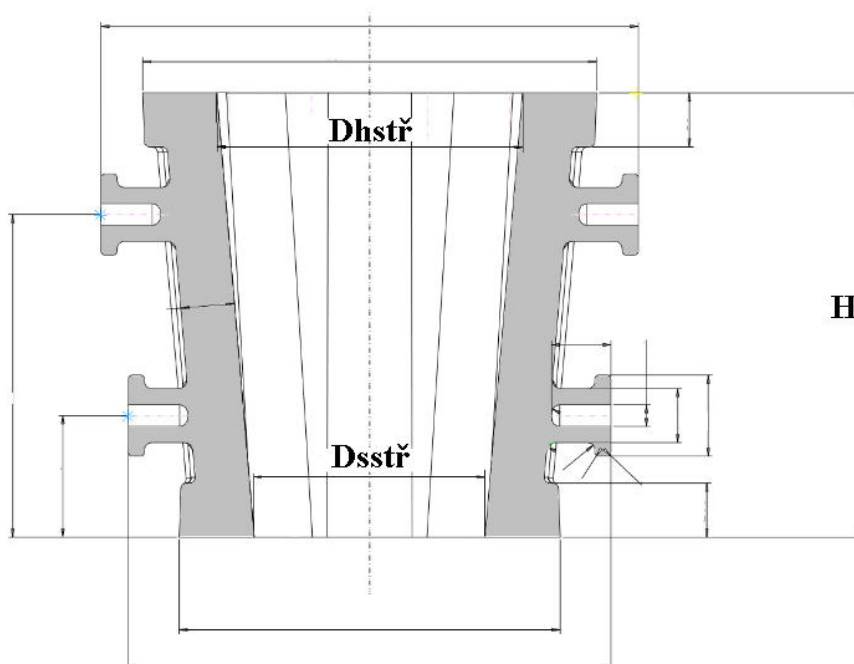
Obr. 42 – příčný řez upravenou kokilou – horní plocha



Obr. 43 – příčný řez upraveným ingotem v rovině nejmenšího průřezu



Obr. 44 – příčný řez upravenou kokilou – spodní plocha



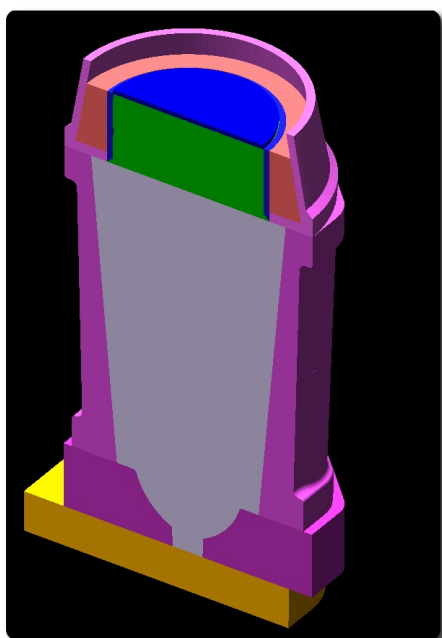
Obr. 45 – svislý řez kokilou I 13B

Pozn.: Z hlediska ochrany průmyslového vlastnictví společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. jsou obrázky deformovány a nejsou zde zveřejněny přesné kóty upravené geometrie kokily.

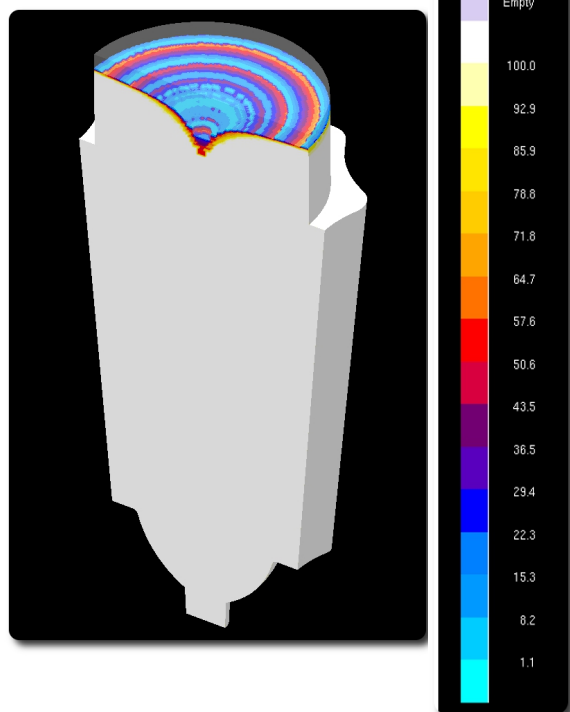
Různé verze geometrie kokily byly prověřovány pomocí simulací v programu MAGMASoft[®], tak aby vyhovovaly výše zmíněným požadavkům na získání užitého vzoru v kategorii jako „již dosti bachraté“. Kritéria hodnocení zůstaly zachovány. Hlavním kritériem pro posouzení vnitřní kvality ingotu bylo opět Niyamovo kritérium (viz. kap. 4.1), hodnotící vznik mikrostaženin, resp. mikroporezity.

Numerické simulace lití a tuhnutí nově navrženého kovárenského ingotu typu I 13 odlitého do nové kokily I 13B byly provedeny dle výrobních podmínek a předpisů společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. pro ingoty určené k výrobě pracovních válců. Jako referenční materiál byla opět vybrána z databáze programu MAGMASoft® ocel 8Cr3MoV (viz kap. 4.1 tab. 10), která se nejvíce shoduje svým chemickým složením s ocelí DHQ1.

Na obrázku 46 je znázorněn podélný řez upravenou kokilovou soupravou se ztuhlým ingotem provedený v programu MAGMASoft®. Obrázek 47 již demonstruje výsledky simulací dle kritéria FEEDING (%). Kritérium FEEDING (%) zobrazuje místa s výskytem staženin. Stupnice v % ukazuje, kolik procent kovu vyplňuje dané místo. Numerický model na obrázku 47 nám poskytuje dostatečnou informaci o ošetření hlavového nástavce ingotu exotermními zásypy, dosažení usměrněného tuhnutí a koherentní (homogenní) struktury materiálu v těle ingotu. Lze vidět, že pásma nespojitostí materiálu se nacházejí opět v hlavě ingotu, tedy v místě předpokládaného výskytu primární staženiny, a nezasahují do těla ingotu.



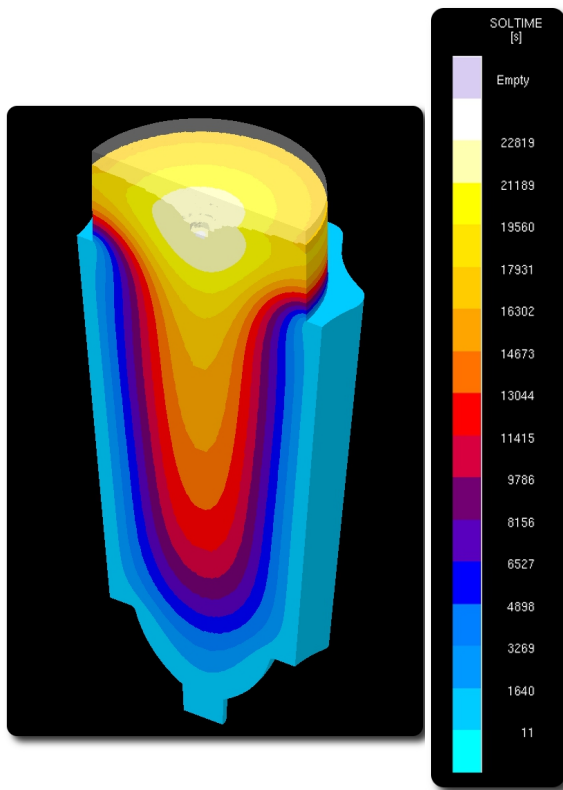
Obr. 46 – podélný řez upravenou kokilovou soupravou



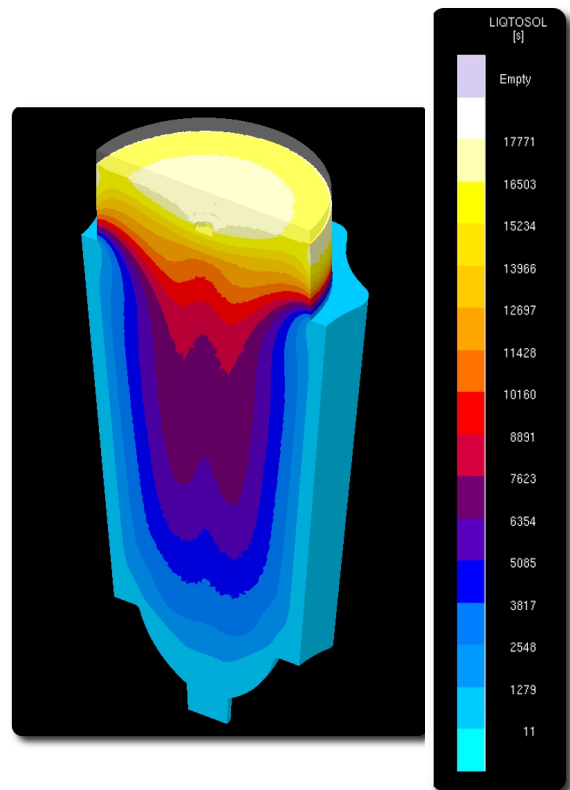
Obr. 47 – FEEDING (%),
tj. procentuální podíl homogenní fáze

Na obrázku 48 je znázorněno kritérium SOLTIME (s), které dokumentuje průběh pásma teploty solidu v závislosti na čase, nebo-li dobu potřebnou k utužení jednotlivých oblastí ingotu. Můžeme vidět, že osová a hlavová část ingotu budou tuhnout nejdéle. V souladu s předchozími výsledky prokazuje nový ingot I 13 lepší průběh izotermických křivek, což vede i k lepšímu průběhu usměrněného tuhnutí a snížení rizika osové porozity.

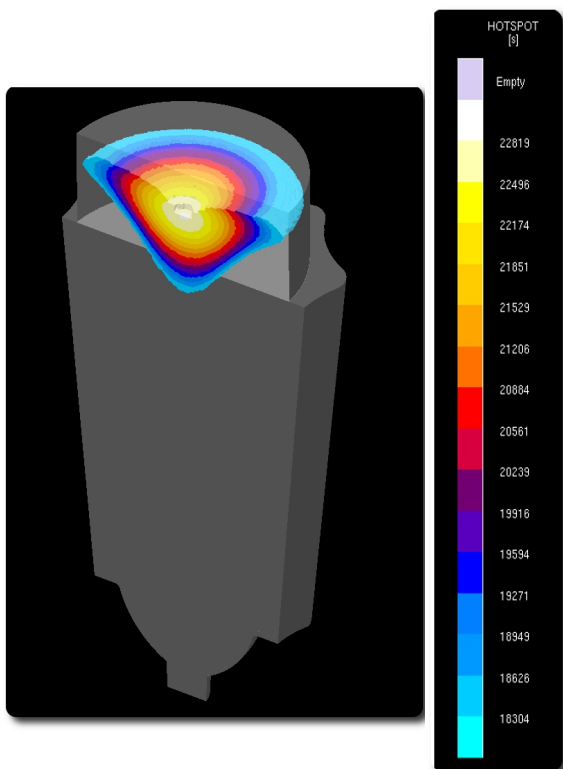
Z numerického stanovení času (viz. obr. 49), kdy tekutá fáze setrvá v mezifázovém rozhraní mezi teplotou likvidu a solidu - kritérium LIQTOSOL (s), je patrné, že ocel v osové části ingotu setrvává v mezifázovém rozhraní po delší dobu než v místech mimo osu. Ze simulace z obrázku 49 vidíme, že došlo k mírnému snížení rizika uzavření izotermických křivek pro dosazování tekuté oceli do těla ingotu a tedy ke snížení rizika vzniku tzv. izolovaných ostrůvků, které predikují možnost výskytu osových vad ingotu.



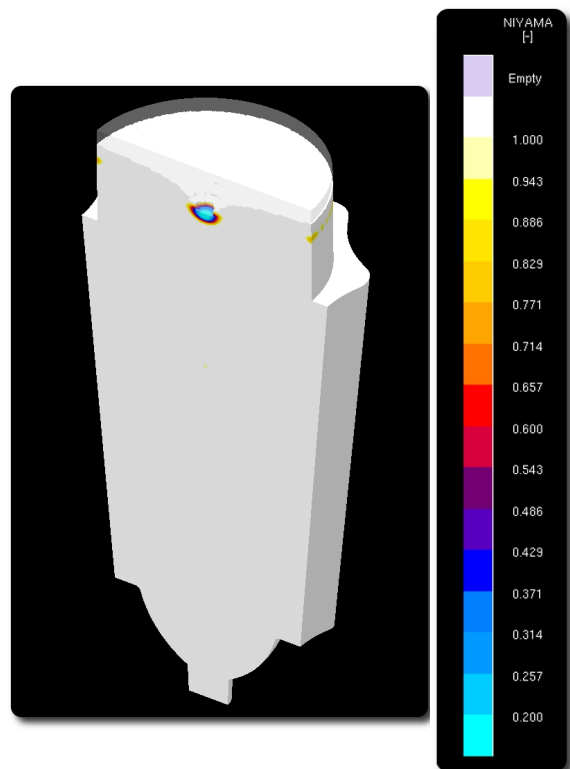
Obr. 48 – SOLTIME (s), tj. průběh pásma teploty solidu v závislosti na čase



Obr. 49 – LIQTOSOL (s), tj. čas taveniny v mezifázovém rozhraní likvidu a solidu



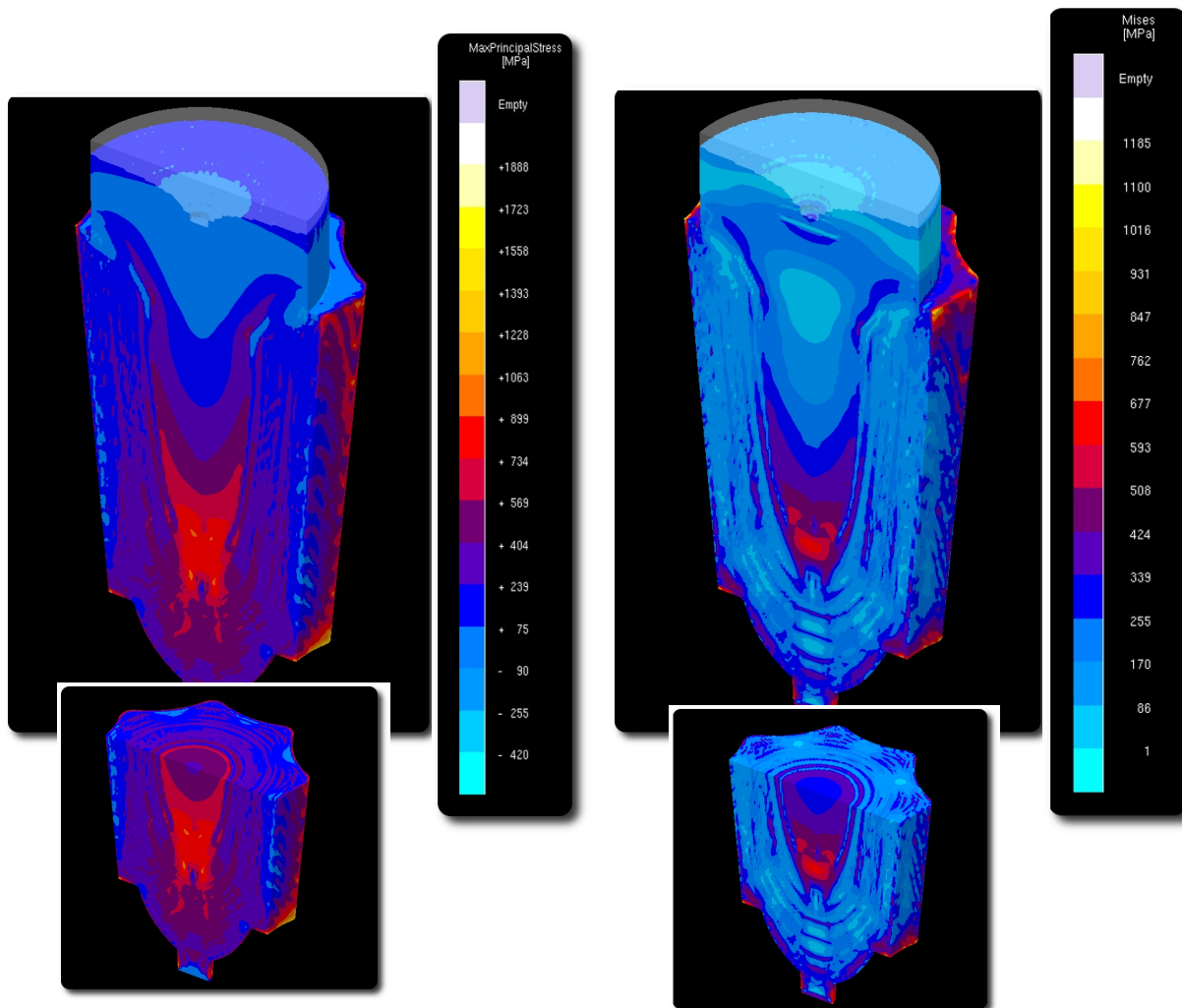
Obr. 50 – HOTSPOT (s), tj. místa posledního tuhnutí



Obr. 51 – NIYAMA (1), tj. kritérium pro vznik mikrostaženin

Kritérium HOTSPOT (s) (viz. obr. 50) sleduje oblasti posledního tuhnutí tekuté fáze. V souladu s kritériem FEEDING (%) se místo posledního tuhnutí nachází v hlavě ingotu. V tomto případě v porovnání s původním řešením existuje při nedostatečném ošetření hlavy riziko vzniku primární staženiny zasahující do těla ingotu.

Kritérium NIYAMA (1) (viz. obr. 51) zobrazuje v podélném osovém řezu těla ingotu rizikové oblasti možnosti výskytu mikroporozity, resp. mikrostaženin. Z obrázku 51 je patrné, že při zobrazení Niyamova kritéria ve škále (0 ÷ 1) došlo oproti původnímu řešení k úplné eliminaci osově vady.

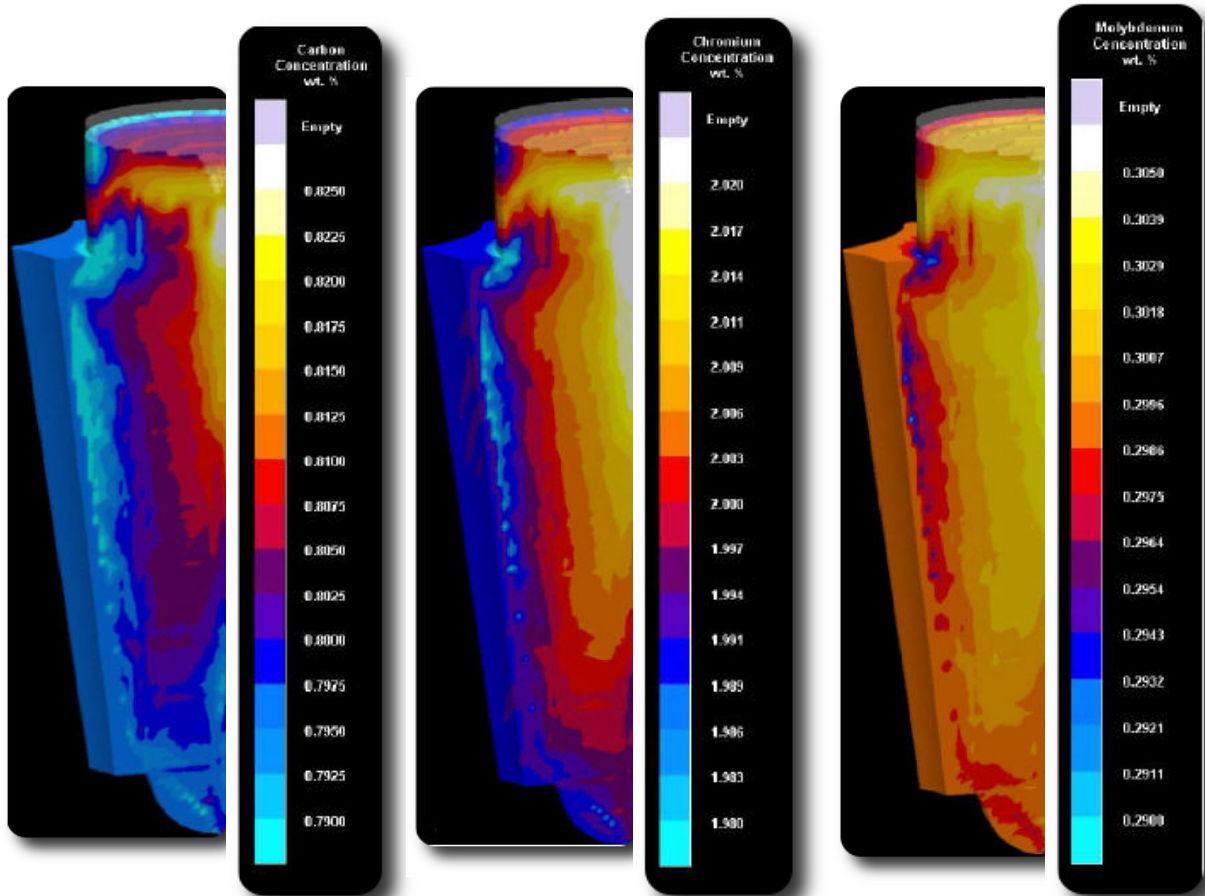


Obr. 52 – MAXPRINCIPALSTRES (MPa),
tj. poměrný lokální tlak

Obr. 53 – MISES (MPa), tj. porovnávací
napětí

Obrázek 52 znázorňuje poměrná lokální tlaková, resp. tahová napětí, v příčném řezu těla ingotu v důsledku objemových změn v průběhu tuhnutí - kritérium MAXPRINCIPALSTRES (MPa). Obrázek velmi podrobně demonstuje výskyt tahových napětí jak v osově části ingotu, tak zejména na jeho povrchu. Tyto tahová napětí mohou být zdrojem a predikcí vzniku trhlin. Z tohoto hlediska jsou pro nás vždy výhodnější napětí tlaková. V porovnání však s původním typem ingotu jsou hodnoty tahových napětí nižší a rovnoměrněji rozložené po průřezu ingotu.

Kritérium MISES (MPa) na obrázku 53 umožňuje porovnávat trojosý napěťový stav s napěťovým stavem jednoosým. Výsledky napětí můžeme přímo porovnávat s výsledky hodnot měření mechanických vlastností materiálu zkouškou tahem. Lze vidět, že hodnoty relativního porovnávacího napětí mají přímou souvislost s předchozí charakteristikou poměrného lokálního napětí a potvrzují výrazné snížení napětí vlivem nové geometrie kokily.



Obr. 54 – SEGREGATION C, Cr, Mo (hm. %), tj. koncentrace C, Cr a Mo

Kritérium SEGREGATION (hm. %) na obrázku 54 graficky znázorňuje odlišení uhlíku, chromu a molybdenu v těle ingotu. Z obrázku je patrná změna koncentrace prvků směrem k ose a hlavě ingotu v závislosti na čase tuhnutí a teplotě, která směrem ke středu ingotu samozřejmě stoupá. Negativní vliv ve smyslu změny geometrie kokily, tj. zvětšení jejího průřezu („bachratosti“), a prodloužení doby tuhnutí ingotu se výrazně neprojevil na zvýšení chemické nehomogenity ingotu a tedy rozložení pásmových segregací.

4.3 SHRNU TÍ

Z hlediska identifikovaných osových vad u pracovních válců odlévaných z materiálu DHQ1 do kokil hmotnostního formátu I 13, byla provedena dle výrobních podmínek a interních směrnic společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. simulace lití a tuhnutí původního kovárenského ingotu typu I 13 v programu MAGMASoft[®]. Jako referenční materiál byla vybrána z databáze programu MAGMASoft[®] ocel 8Cr3MoV, která se svým chemickým složením nejvíce shodovala s ocelí DHQ1 (viz kap. 4.1, tab. 10). Ocel 8Cr3MoV je z hlediska svého chemického složení dokonce mnohem příznivější pro vznik vnitřní nehomogenity ingotu.

S důrazem na možnost vzniku osových vad byla zvolena příslušná hodnotící kritéria, přičemž hlavním kritériem pro posouzení vnitřní kvality ingotu v případě softwaru MAGMASoft[®] bylo stanovení tzv. Niyamova kritéria, které je rozhodující pro vznik mikrostaženin, resp. mikroporozity. Dále byl sledován například vliv segregace prvků, dosazovací schopnost hlavy, vliv rizika uzavření izotermických křivek pro dosazování tekuté fáze do těla ingotu, hodnoty vnitřního napětí v těle ingotu, místa posledního tuhnutí apod.

Na základě výsledků simulací bylo přistoupeno ke komplexní úpravě geometrie kokily typu I 13 s pracovním označením I 13B. Změny oproti původnímu tvaru kokily byly směřovány především do oblastí snížení poměru H/D a zvětšení záporné konicity α , při snaze zachování původní hmotnosti ingotu (viz. kap 4.2, tab. 11). Výsledky numerických simulací nově navržené geometrie kokily při odlévání a tuhnutí ingotu potvrdili správnost řešení, kdy oproti původnímu tvaru ingotu došlo k úplné eliminaci osově vady dle Niyamova kritéria. Navíc v porovnání s původním typem ingotu došlo ke snížení hodnot tahových napětí a k rovnoměrnějšímu rozložení napěťových stavů po průřezu ingotu. Riziko negativního vlivu změny geometrie ve smyslu zvětšení průřezu kokily („bachratosti“) a prodloužení doby tuhnutí ingotu se výrazně neprojevovalo na rozložení pásmových segregací a tedy zvýšení chemické nehomogenity ingotu.

5 OVĚŘENÍ VÝSLEDKŮ NUMERICKÉ SIMULACE V PROVOZNÍCH PODMÍNKÁCH SPOLEČNOSTI

V rámci nově navrženého tvaru kokily formátu I 13 podle numerických simulací (viz. kapitola 4.2) byl odlit nový typ kokily s označením I 13B (obr. 55).



Obr. 55 – srovnání nové kokily formátu I 13B (vlevo) a původní I 13 (vpravo)



Obr. 56 – použitá hlava J 16 (vlevo) a původní hlava J 13 (vpravo)

Dle popsaného způsobu výrobního procesu kovárenských ingotů (viz. kapitola 2) a platných interních předpisů, byla odlita tavba nástrojové oceli DHQ1 s označením 301/12 do

nově připraveného formátu kokily I 13B. Z hlediska většího průměru v oblasti dosedání hlavového nástavce musela být použita oproti původní hlavě J 13 hlava J 16 určená pro formát kokily I 16 a s tím související i počet izolačních vložek (obr. 56).

Všechny ostatní parametry definující proces kvalitního odlití ingotu spodem zůstali neměnné (viz. interní směrnice). Byla použita stejná licí keramika, stejný druh a množství licího prášku, exotermního zásypu, taktéž byl zachován způsob ochrany licího proudu či stejná licí rychlost. Pouze doba tuhnutí ingotu v kokile byla prodloužena o půl hodiny.

5.1 HODNOTY CHEMICKÉ ANALÝZY TAVBY 301/12

Hodnoty přesného chemického složení tavby 301/12 jsou uvedeny v tabulce 12.

DHQ1		
Prvek	Tavba	
	předpis	301/12
C	0,78 – 0,83	0,79
Si	0,70 – 0,80	0,77
Mn	0,25 – 0,40	0,27
P	≤ 0,025	0,005
S	≤ 0,015	0,001
Cr	2,00 – 2,20	2,11
Mo	0,33 – 0,38	0,33
Ni	- N/A -	- N/A -
V	- N/A -	- N/A -
W	- N/A -	- N/A -
Nb	- N/A -	- N/A -
Co	- N/A -	- N/A -
Cu	- N/A -	- N/A -
Sn	- N/A -	- N/A -
Pb	- N/A -	- N/A -
Ti	- N/A -	- N/A -
Al	---	0,019
H₂	≤ 2 ppm	0,7 ppm
O₂	≤ 30 ppm	20 ppm
N₂	≤ 100 ppm	57 ppm

Tab. 12 – přehled chemického složení tavby 301/12 v hm. %
- N/A – (z důvodu ochrany interních údajů zákazníka není uvedeno)

Chemické složení odpovídá dle tabulky 12 předpisům společnosti STEINHOFF a je tedy zcela v pořádku (včetně neuvedených prvků). Opět je zřejmé i vysoké procento odplynění a obsah zbytkového hliníku v oceli 0,019 %. Obsah chemických prvků je téměř identický ve srovnání s předchozími zkoumanými tavbami (viz. kapitola 3.2.1).

5.2 VYHODNOCENÍ MIKROČISTOTY DLE DIN 50602 A MIKROSTRUKTURY

Hodnocení mikročistoty bylo provedeno na dvou odebraných zkušebních vzorcích M1 a M2 (viz. obr. 28; kapitola 3.1) dle normy DIN 50602 metodou M, přičemž minimální plocha jednoho vzorku musela činit 400 mm². V tabulce 13 jsou zapsány výsledky vyhodnocené mikročistoty pracovních válců z tavby 301/12. Limity mikročistoty dle specifikací STEINHOFF jsou uvedeny v tabulce 4 (viz. kapitola 3.1).

tavba 301/12	Typ vměstku				Σ plocha [mm ²]
	sulfidy SS	hlinitany OA	silikáty OS	glob. oxidy OG	
M1	0	0	0	2	886
M2	0	0	0	2	
Ø hodnota	0	0	0	2	

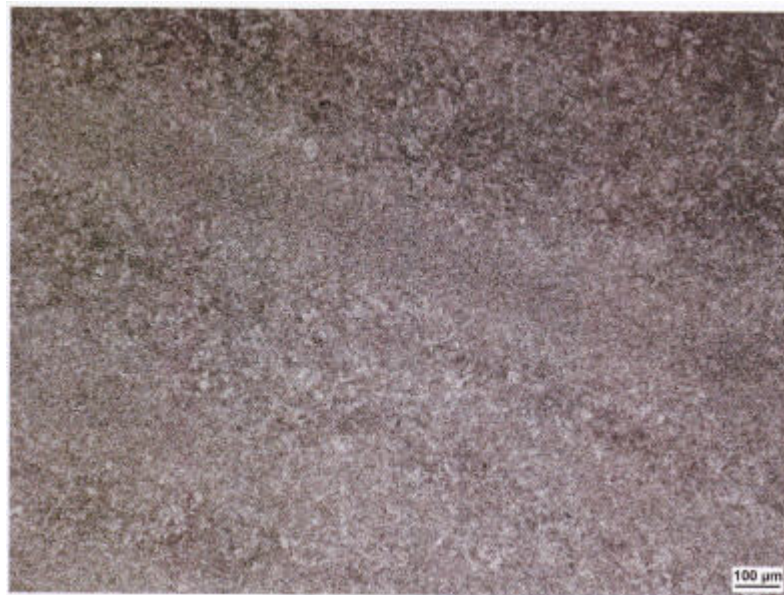
Tab. 13 – výsledky mikročistoty dle DIN 50602, metoda M

Z výsledků vidíme, že nejsou přítomny nekovové vměstky typu sulfidy, silikáty a ani hlinitany. Naproti tomu znečištění globulitickými oxidy je naprosto zřejmé, ale nepřekračuje povolenou mez. Ocel z tohoto hlediska vyhovuje.

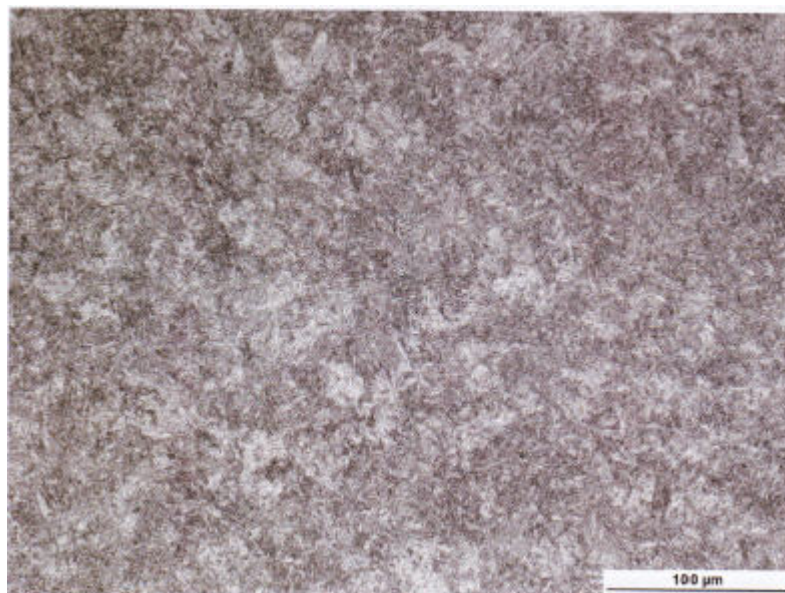
Hodnocení mikrostruktury proběhlo na vzorku M3, který musel být nejprve tepelně zpracován v souladu se specifikacemi společnosti STEINHOFF. Tepelné zpracování se skládalo z ohřevu vzorku na teplotu 900 °C / 1 hod. a následného ochlazení v oleji. Zkoumaná plocha byla vyleštěna a naleptána 3 % Nitalem. Výsledná mikrostruktura je patrná z obrázků 57 a 58.

Pozorovaná struktura je tvořena směsí martenzitu a drobných karbidů.

Pozn.: Společnost PILSEN STEEL, s.r.o. nemá k dispozici certifikovanou metalografickou zkušební laboratoř určenou pro vyhodnocení mikrostruktury a mikročistoty. Proto v rámci každé zakázky musí být vyhodnocení mikrostruktury a mikročistoty zadáno externí certifikované společnosti jako např. EXOVA, s.r.o. či COMTES FHT, a.s., která doloží zkušební protokol. Tento protokol je součástí atestačního certifikátu zaslaného spolu s pracovním válcem firmě STEINHOFF. V našem případě byly vzorky M1 až M3 vyhodnoceny zkušební metalografickou laboratoří VZÚ Plzeň, s.r.o.



Obr. 57 – pohled na mikrostrukturu vzorku M3 tvořenou směsí martenzitu a drobných karbidů
leptadlo: 3 % Nital; zvětšení: 50x



Obr. 58 – pohled na mikrostrukturu vzorku M3 tvořenou směsí martenzitu a drobných karbidů
leptadlo: 3 % Nital; zvětšení: 200x

5.3 HODNOTY MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ

Hodnoty mechanických vlastností jako mez kluzu, pevnost v tahu, tažnost a zúžení byly zjištěny na základě zkoušky tahem dle DIN EN ISO 6298-1 na zkušební vzorku Z1 (viz. obr. 28; kapitola 3.1). Hodnoty vrubové houževnatosti byly získány ze zkoušky rázem v ohybu dle DIN EN 10 045 ze zkušebních vzorků S1 až S4 při teplotě 20 °C. Tyto hodnoty, stejně jako hodnoty ze zkoušky tahem, jsou opět pouze informativní.

Zkouška tvrdosti dle DIN EN 18265 byla provedena na šesti místech (viz. obr. 28; kapitola 3.1) na funkční ploše válce. Předpis tepelného zpracování válce odpovídá typu *H*, tzn., že dosažená tvrdost by měla být v rozmezí 312 ÷ 346 HB.

Naměřené hodnoty mechanických vlastností ze zkoušky tahem, rázem v ohybu a zkoušky tvrdosti jsou uvedeny v následujících tabulkách 14 a 15.

Tavba	Typ tepelného zpracování	Mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	Pevnost v tahu R_m [MPa]	Tažnost A_5 [%]	Zúžení Z [%]	Vrbová houževnatost $KV^{+20^\circ C}$ [J]			
						S1	S2	S3	S4
301/12	<i>H</i>	781	1048	15,4	42,7	200	193	195	199

Tab. 14 – naměřené hodnoty mechanických vlastností ze zkoušky tahem dle DIN EN ISO 6298-1

Tavba	Typ tepelného zpracování	Předpis tvrdosti [HB]	0°			180°			Ø hodnota [HB]
			1	2	3	1	2	3	
301/12	<i>H</i>	312 ÷ 346	327	327	323	322	312	312	321

Tab. 15 – naměřené hodnoty tvrdosti na pracovní ploše válce dle DIN EN 18265

Hodnoty meze kluzu, pevnosti v tahu a tažnosti se téměř shodují s hodnotami mechanických vlastností výše zkoumaných taveb (viz. kapitola 3.2.1). Zúžení zkušební tyče však vzrostlo v průměru cca o 10 % a hodnoty vrubové houževnatosti v průměru o 50 J. Tento jev může být připisován relativnímu snížení napěťových stavů a jejich rovnoměrnějšímu rozložení po průřezu ingotu. Naměřené hodnoty tvrdosti splňují předepsané požadavky a z tohoto hlediska vyhovují.

5.4 VYHODNOCENÍ ULTRAZVUKOVÉ ZKOUŠKY

Nové ingoty z tavby 301/12 byly určeny pro pracovní válce s vyvrtným středem dle předepsaného technického výkresu. Celý zkušební postup ultrazvukové zkoušky byl proveden v souladu se směrnici QZ 8.2/02 Rev. Ultrazvuková zkouška s označením 80-U-06/12, provedená těsně před vývrtem a posléze po vývrtnu středu na pracovních válcích z tavby 301/12, neidentifikovala problematický výskyt osových vad. Toto zjištění je velmi pozitivní a v souladu s modelovou studií.

6 ZÁVĚR

V rámci teoretické části diplomové práce byla provedena podrobná analýza problematiky zaměřené na faktory ovlivňující kvalitu kovárenských ingotů. První kapitoly byly věnovány otázkám typu systém metalurgie a chemické znečištění oceli residuálními prvky jako např. Cu, As, Sn, Sb. V dalších kapitolách byla vysvětlena problematika znečištění oceli nekovovými vměstkami, dále otázky spojené s rafinací oceli na zařízení sekundární metalurgie. Taktéž byly podrobně popsány možnosti snížení úrovně znečištění oceli exogenními a endogenními vměstkami v průběhu celého procesu tavby a odlévání ocelových ingotů. Velká pozornost v teoretické části byla věnována struktuře ocelových ingotů a to jak z hlediska krystalizace, růstu dendritů, tak i z hlediska vzniku chemické nehomogenity a vlivu technologie odlévání na vady ingotů. Tyto teoretické poznatky nastínili možnosti směru vývoje a optimalizace samotné technologie výroby.

Praktická část diplomové práce se, na základě možných směrů vývoje a vytyčených cílů v úvodu práce, soustředila na vybrané oblasti technologie výroby kvalitních kovárenských ingotů z pohledu odlévání.

V souladu s cíli nejdříve proběhla analýza současného výrobního procesu kovárenských ingotů určených pro pracovní válce vyráběné společností PILSEN STEEL, s.r.o., a následně byly navrženy nové možnosti zvýšení kvality ingotů z pohledu odlévání. Analýza potvrdila vysokou úroveň plně řízeného výrobního procesu, jež umožňuje vždy a v každém kroku plnit vysoké nároky zákazníků na finální kvalitu ingotů a tím i samotného výrobku. Společnost PILSEN STEEL, s.r.o. vynakládá značné úsilí na zabezpečení kvality v každém procesním kroku. Možnosti ovlivnění čistoty oceli ve smyslu jejího zhoršení, tkví, dle mého názoru, především v možné technologické nekázni a v procesu sekundární oxidace. Jedna z možností snížení rizika reoxidace oceli spočívá v inovaci dnes již zastaralého distributoru inertního plynu, jak potvrzuje literární práce [24]. Správným tvarem distributoru, počtem výstupních otvorů a vhodně nastaveným výstupním tlakem proudícího ochranného média, lze docílit téměř dokonalé ochrany lícího proudu bez zjevných recirkulačních oblastí plynného média. Tato problematika však přesahuje hloubku této diplomové práce a mohla by být klidně tématem další odborné práce. V rámci zlepšení kvality ingotů, v souladu s cílem práce, byla také prozkoumána možnost využití filtrů, jakožto prostředků ke snížení následků sekundární oxidace při odlévání ingotů. Po odborných konzultacích se však dospělo k názoru, že jejich použití v reálných podmínkách společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. při odlévání hmotných ingotů je velmi nereálné. Především z hlediska jejich malé filtrační kapacity a vysoké pořizovací ceny.

Druhým cílem na základě požadavků společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. bylo definovat problematické oblasti týkající se pracovních válců společnosti STEINHOFF GmbH & Cie. OHG pro vybraný reprezentativní materiál DHQ1 odlévaný do kokil hmotnostního formátu I 13. V rámci přesně stanovených specifikací společností STEINHOFF GmbH & Cie. OHG na vlastnosti a kvalitu svých pracovních válců z nástrojové oceli DHQ1 byla provedena podrobná analýza vyrobených válců za referenční období roku 2009 až 2012, s cílem identifikovat kritické a problematické oblasti. Analýza chemického složení taveb potvrdila jednoznačně výborně zvládnutý proces tavby a rafinace oceli. Vždy bylo dosaženo přesně předepsaného chemického složení. Rozbor mikročistoty taktéž neodhalil žádné nedostatky. Obsah nekovových vměstků v oceli byl téměř zanedbatelný. Stejně tak hodnoty dosažených tvrdostí na funkčních plochách válců se nacházely vždy v tolerančních mezích. Avšak analýza ultrazvukových zkoušek pracovních válců za zkoumané období poukázala na zásadní problém spočívající ve *výskytu osových vad*. Tyto vady byly identifikovány ve větší či menší míře na

všech válcích. Jejich odstranění je velmi komplikované a nákladné. V krajních případech, kdy odstranění vady není možné, se může jednat dokonce až o zmetek.

Třetím definovaným cílem, na základě zjištěných informací, bylo navrhnout optimální řešení vedoucí ke zlepšení finální kvality ingotu. V souladu s identifikovanými osovými vadami byla provedena numerická simulace odlévání a tuhnutí původního kovárenského ingotu typu I 13 v programu MAGMASoft®. Hodnotící kritéria byla zvolena s důrazem právě na možnost vzniku osových vad. Výsledky simulací potvrdily riziko vzniku osových vad. Bylo tedy přistoupeno ke komplexní úpravě geometrie kokily typu I 13. Změny oproti původnímu tvaru kokily byly směřovány především do oblastí snížení poměru H/D a zvětšení záporné konicity α , při snaze zachovat původní hmotnost ingotu. Správnost úpravy geometrie kokily potvrdily následné numerické simulace. Oproti původnímu tvaru ingotu došlo k úplné eliminaci osově vady, ke snížení hodnot tahových napětí a k rovnoměrnějšímu rozložení napěťových stavů po průřezu ingotu. Riziko z hlediska negativního vlivu rozložení pásmových segregací v závislosti na změně geometrie a prodloužení doby tuhnutí se výrazně neprojevovalo.

Na základě numerických simulací nově navrženého tvaru kokily formátu I 13 se přistoupilo k odlití série kokil nového typu s označením I 13B. S cílem ověření výsledků numerické simulace v provozních podmínkách společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. byla odlita zkušební tavba 301/12. Podle očekávání byl výsledek chemické tavbové analýzy zcela v pořádku. Stejně tak naměřené hodnoty tvrdostí a mikročistoty zůstaly prakticky shodné s výsledky před inovací. Z hlediska mechanických vlastností však došlo k výraznému zvýšení vrubové houževnatosti v průměru o 50 J a k nárůstu zúžení cca o 10 %. Tento jev můžeme připisovat relativnímu snížení napěťových stavů a jejich rovnoměrnějšímu rozložení po průřezu ingotu. Ultrazvuková zkouška provedená těsně před vývrtem a po vývrtnu středu na pracovních válcích z tavby 301/12 neidentifikovala výskyt problematických osových vad. Toto zjištění je velmi pozitivní a v souladu s numerickou simulací. Avšak vyhodnocení ultrazvukovou zkouškou lze provést teprve až na obrobeném povrchu výkovku, tj. po fázi volného kování. Během procesu volného kování může dojít ke svaření velké části osově porozity odlitého ingotu a tím i ke „zkreslení“ finálního užítku úpravy geometrie kokily. K potvrzení eliminace osově porozity nových ingotů I 13 a tím i celé správnosti numerické simulace v reálných provozních podmínkách společnosti PILSEN STEEL, s.r.o. by bylo zapotřebí odlití zkušebního ingotu, který by byl následně rozřezán a podrobně zkoumán. Teprve až mikro a makroanalýza by odhalila skutečný přínos úpravy geometrie kokily na finální kvalitu ingotu jako takového. Bohužel v době, kdy byla tato diplomová práce zpracovávána, se společnost PILSEN STEEL, s.r.o. nacházela v problematické situaci, rozhodující o její budoucí existenci. Z důvodu nedostatku kapitálu na výzkum a vývoj muselo být vyhodnocení přínosu úpravy geometrie provedeno v rámci zakázky společnosti STEINHOFF GmbH & Cie. OHG dle daných specifikací s cílem realizovat zisk prodejem vyrobených pracovních válců.

Dosažené výsledky diplomové práce však bezesporu přispěly k získání nových poznatků, které lze v praxi úspěšně aplikovat i na ostatní formáty kokil. Počáteční investice na inovaci kokilového parku mohou být v budoucnu kompenzovány snížením dodatečných nákladů spojených s nucenou opravou vad, resp. úplnou ztrátou zisku ze zmetku. Na tomto místě je nutno podotknout, že bez neustálého vývoje a zlepšování technicko – provozních aspektů výroby oceli a ingotů by společnost PILSEN STEEL, s.r.o. nemohla dosáhnout v budoucnu nárůstu tržeb, hospodářského výsledku a udržet konkurenceschopnost svých výrobků na trhu. Možnost vyrábět vysokojakostní výrobky neustále zlepšuje dobré jméno společnosti i její image a přináší konkurenční výhodu v současném hyperkonkurenčním prostředí.



SEZNAM LITERATURY

- [1] LEVÍČEK, P., STRÁNSKÝ, K. *Metalurgické vady ocelových odlitků*. Praha: SNTL, 1984.
- [2] MYSLIVEC, T. *Fyzikálně chemické základy ocelářství*. Praha: SNTL, 1971.
- [3] CHVORINOV, N. *Krystalisace a nestejnorodost oceli*. Praha: ČSAV, 1954.
- [4] ADOLF, Z. *Mimopeční rafinace oceli*. Ostrava: VŠB – TU Ostrava, FMMI, 2002.
- [5] PLACHÝ, J., NĚMEC, M., BEDNÁŘ, B. *Teorie slévání*. Praha: ČVUT v Praze, Fakulta strojní, 1990.
- [6] KRUMNIKL, F., MAKARIUS, M., ŠEFL, L. *Výroba oceli*. Praha: SNTL, 1964.
- [7] MICHÁLEK, K., GRÝC, K. *Čistota a užité vlastnosti oceli*. Učební texty. Ostrava: VŠB – TU Ostrava, FMMI, 2010.
- [8] ŽÍDEK, M. *Metalurgická tvaritelnost ocelí za tepla a za studena*. Praha: ALEKO, 1995.
- [9] MITURA, K., LANDOVÁ, S. *Vměstky v oceli a jejich vliv na užité vlastnosti oceli*. Praha: SNTL, 1986.
- [10] KALOUSEK, J., DOBROVSKÝ, L. *Teorie hutních pochodů*. Ostrava: VŠB – TU Ostrava, FMMI, 2004.
- [11] PLUHAR, J. *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*. Praha: SNTL, 1987.
- [12] PICKERING, F.B. *Production and application of clean steel*. Balatonfüred, 1970.
- [13] MITSUO, T. aj., *Tetsu to Hagané*. 1971.
- [14] KOITU, Y. aj., *Tetsu to Hagané*. 1967.
- [15] BROŽ, L., a kol. *Hutnictví železa*. Praha: SNTL, 1988.
- [16] SLOVÁK, S., RUSÍN, K. *Teorie slévání*. Praha: SNTL, 1990.
- [17] ŠMRHA, L. *Tuhnutí a krystalizace ocelových ingotů*. Praha: SNTL, 1983.
- [18] FLEMINGS, M.C., KOSEKI, T. *Solidification of steel*. Odborný text. Pittsburgh, 2003.
- [19] GAYE, H.R. *Inclusion formation in steel*. Odborný text. Pittsburgh, 2003.
- [20] CHALMERS, B. *Principles of solidification*. New York: John Wiley, 1964.
- [21] DAVIES, G.J. *Solidification and casting*. London: Applied Science Pub., 1973.
- [22] CHVOJKA, J. *Vady ingotů*. Praha: SNTL, 1968.
- [23] RIYAHIMALAYERI, K. *Slag ,steel, ladle and non – metallic inclusions equilibria in an ASEA-SKF ladle furnance* [online]. Doctoral thesis. Stockholm, 2012 [cit. 2013-02-19]. Dostupné z: <http://kth.diva-portal.org/smash/get/diva2:551100/FULLTEXT01>
- [24] BALCAR, M. *Metalurgie vysoce čistých ocelí*. Ostrava, 2011. Dizertační práce. VŠB - TU Ostrava.
- [25] FILA, P. *Zvyšování vnitřní jakosti ingotů a následných výkovků z nástrojových ocelí*. Ostrava, 2011. Dizertační práce. VŠB - TU Ostrava.
- [26] ODEHNAL, J. *Filtrace těžkých ocelových odlitků*. Ostrava, 2010. Bakalářská práce. VŠB - TU Ostrava.
- [27] SMYTH, R. *Cold Roll Material Specification*. Rohlings - Spezifikation, Steinhoff Kaltwalzen, March 2010.
- [28] POČTA, B. *Základy teorie tváření kovů*. Praha: SNTL, 1966.