

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE –
ODBOR SLÉVÁRENSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY –
FOUNDRY DEPARTMENT

STUDIUM SLÉVÁRENSKÝCH VAD V MASIVNÍCH ODLITCÍCH

RESEARCH OF HEAVY CASTING METALLURGICAL DEFECTS

DOKTORSKÁ PRÁCE
DOCTORAL THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

ING. JAN ČECH

VEDOUcí PRÁCE
SUPERVISOR

DOC. ING. JAROSLAV ŠENBERGER, CSc.

BRNO 2013

Abstrakt

V této práci jsou zkoumány vady masivních odlitků z uhlíkových ocelí procházejících při tuhnutí a chladnutí peritektickou přeměnou. Masivní ocelové odlitky mají kromě „běžných“ vnitřních a vnějších vad specifické typy defektů. Pro tyto odlitky je v podnálitkových oblastech typický častější výskyt tzv. lasturových lomů, vycezenin, mikroporezity, produktů reoxidace. Tyto defekty se projevují negativně zejména při odstraňování nálitků, kdy v podnálitkové ploše odlitku vznikají lineární vady (praskliny).

Ve slévárně ŽĐAS a.s. byla nejčastěji používanou konečnou dezoxidací ocelových odlitků vyráběných na EOP a LF kombinace prvků Al a Zr. Cílem této kombinace bylo dosažení hluboké dezoxidace díky Al (odstranění rizika bublin) a zároveň předpoklad navázání N při chladnutí oceli přednostně na Zr (odstranění lasturového lomu). Tato práce dokázala neopodstatněnost výše uvedeného předpokladu, přetrvávající riziko vzniku lineárních vad pod nálitky i při využití Al+Zr dezoxidace, včetně znečištění oceli vměstky na bázi Zr.

Byl ověřen vliv dezoxidace v pánvi se standardním i zvýšeným obsahem Al a kombinacemi jiných prvků na výskyt lasturového lomu, produktů reoxidace. Byla hodnocena velikost primárního austenitického zrna i nečistot po jeho hranicích u odlitků s maximálním modulem 11 [cm]. Z výsledků experimentu byly vybrány optimální varianty konečné dezoxidace Al, Al+Ti a referenční Al+Zr. Tyto byly ověřeny na odlitcích s maximálním modulem 15 [cm].

Bylo zjištěno, že ani optimalizovaná dezoxidace v pánvi a vhodná lící teplota nezabrání vzniku podnálitkových lineárních vad masivních odlitků litých z uhlíkových ocelí zpracovaných na agregátu EOP. Indikace připomínající po EMG zkoušce tzv. lasturový lom, však ve skutečnosti jsou kombinací *mikroporezity* – dáno hrubým primárním zrnem, a *nečistot* – produkty reoxidace, sulfidy, oxidy, nitridy, karbonitridy.

Jako poslední bylo na odlitcích s maximálním modulem 15 [cm] ověřeno využití sekundární metalurgie (LF, VD), kde je možno výrazně snížit obsahy S, flotací dmýcháním Ar redukovat vměstky, případně snížit obsahy plynů vakuováním. Pouze tento způsob metalurgického zpracování oceli zajistil defektoskopicky zdravé masivní odlitky.

Klíčová slova

Masivní ocelové odlitky, lasturový lom, lineární vady, metalurgie oceli, dezoxidace oceli

Abstract

A massive castings defects are examined in this doctoral thesis, specialise in steels passing through peritectic transformation. There are typical types of defects at massive steel castings, as contrasted to „ordinary“ internal and surface ones. For massive steel castings are typical defects under feeders like conchoidal fractures, segregations, microporesities, reoxidation products.

Combination of Al and Zr is an ordinary final deoxidation of EOP and LF steel for castings in ŽĐAS a.s. foundry. The aim of Al + Zr combination was to both deep deoxidation by Al (decrease of bubbles risk) and denitrification by Zr (decrease of conchoidal fractures). This theses refute premission mentioned above and verified persisting risk of defects under massive feeders, even though Al + Zr deoxidation is used.

A final deoxidation by increased amount of Al was examined, in combination with other deoxidation agents. Castings had 11 [cm] maximal modulus, and occurrence of conchoidal fracture, reoxidation products and primary austenite grain size was evaluated. A selected optimal final deoxidations (Al, Al+Ti, Al+Zr) as a result from experiment described above, were evaluated on castings with 15 [cm] maximal modulus.

The result of experiment is, that is not possible to repeatedly produce massive steel casting using EOP metallurgical equipment without defects under feeders, despite of deoxidation and pouring temperature optimalization. The defect indications look like conchoidal fracture, but there are microporesity and impurities instead.

Finally, castings with maximal modulus 15 [cm] were produced using so called secondary metallurgy (LF, VD). Secondary metallurgy allowed to both significant decrease of sulfur and degassing of melted metal. Only this metallurgical procedure guarantees production of heavy steel castings without typical defects under massive feeders.

Key words

Massive steel castings, conchoidal fracture, linear defects, steel metallurgy, steel deoxidation

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

Čech, J. *Studium slévárenských vad v masivních odlitcích*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2012. 153 stran, z toho 30 stran příloh, 1 CD ROM. Vedoucí dizertační práce doc. Ing. Jaroslav Šenberger, CSc.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem disertační práci na téma „Studium slévárenských vad v masivních odlitcích“ vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů uvedených v seznamu, který je součástí této práce.

30. 4. 2013

.....
Ing. Jan Čech

Poděkování

Děkuji tímto Doc. Ing. Jaroslavu Šenbergrovi, CSc. a Ing. Antonínu Záděrovi, Ph.D za pomoc při vypracování předkládané práce svými radami, případně spoluprací při vyhodnocování experimentů.

Také děkuji svým kolegům ve firmě ŽĎAS a.s., za spolupráci při experimentální části práce.

Obsah:

1. ÚVOD	10
2. VADY MASIVNÍCH ODLITKŮ - TEORETICKÝ ROZBOR	11
2.1. Vady vznikající v kapalném skupenství	11
2.2. Vady vznikající při změně skupenství (krystalizace)	11
2.2.1. Endogenní bubliny	12
2.2.2. Segregace ve slitinách – mikro a makro objemy	12
2.2.3. Stvolové vycezeniny („A“ Vycezeniny).....	14
2.3. Vady vznikající v pevném skupenství.....	16
2.3.1. Hrubé primární austenitické zrno	16
Inclusion engineering	18
2.3.2. Oslabení hranic hrubého primárního zrna vylučováním nejen sulfidických vměstků, mimo lasturový lom.....	19
2.3.3. Lasturový lom.....	22
2.3.4. Trhliny	26
2.3.5. Praskliny	33
3. IDENTIFIKACE, STUDIUM A METODY K ODSTRANĚNÍ VAD MASIVNÍCH OCELOVÝCH ODLITKŮ	35
3.1. Typické příklady zkoumaných odlitků a vad	35
3.1.1. Vady v podnátkových oblastech masivních odlitků mostních spojek.....	35
3.1.2. Vady v podnátkových oblastech masivních odlitků tlakového válce.....	36
3.1.3. Vady v podnátkových oblastech masivní traverzy	37
3.1.3.1. Traverza o hmotnosti 8000kg	37
3.1.3.2. Traverza o hmotnosti 22500kg	38
3.1.4. Vady v podnátkových oblastech masivních odlitků ložisek	39
3.1.4.1. Ložiska o hmotnosti 12500kg	39
3.1.4.2. Ložiska o hmotnosti 2000kg	40
3.1.5. Vady v podnátkových oblastech masivních odlitků stojanů	42
3.1.5.1. Stojan o hmotnosti 14100kg	42
3.1.5.2. Stojan o hmotnosti 31100kg	44
3.1.6. Shrnutí	46
3.2. Využití nástrojů kvality ke snižování objemů vad	46
3.2.1. Praktické využití diagramu příčin a následků (6M) pro vady pod masivními nálitky.....	47
3.2.2. Praktické využití analýzy možných vad a následků (FMEA) pro vady pod masivními nálitky	47
3.3. Využití simulačních software k predikci vad	49
3.3.1. Simulace odměšování na odlitku tlakového válce.....	49
3.3.2. Simulace odměšování na odlitku traverzy	50
3.3.3. Simulace odměšování na odlitku ložiska.....	50

4. PŘEDPOKLÁDANÉ PŘÍNOSY A CÍL DIZERTAČNÍ PRÁCE.....	51
5. EXPERIMENT	53
5.1. Vyhodnocení příčin vad provozních odlitků	53
5.2. Návrh experimentu.....	54
5.3. Návrh experimentálního odlitku s maximálním modulem 11 [cm]	54
5.4. Návrh experimentálního odlitku s maximálním modulem 16 [cm]	56
6. VÝSLEDKY EXPERIMENTU.....	58
6.1. Ověření typu dezoxidace na odlitcích kostek o hraně 500mm z ocele s obsahem C cca 0,1%, lité z EOP	58
6.1.1. Dezoxidace Al (+Ca).....	58
6.1.2. Dezoxidace Al+Ti	59
6.1.3. Dezoxidace Al+Ce.....	61
6.1.4. Dezoxidace Al+Zr	62
6.1.5. Dezoxidace Al+Al	63
6.2. Ověření způsobu metalurgie výroby tekutého kovu na odlitcích kostek o hraně 500mm z ocele s obsahem C cca. 0,1%	65
6.2.1. <u>Opakované</u> ověření dezoxidace Al + Zr na metalurgickém procesu v EOP	65
6.2.2. Ověření dezoxidace Al na metalurgického procesu v EOP-LF-VD.....	66
6.3. Ověření typu dezoxidace na odlitcích kostek o hraně 500mm z ocele s obsahem C cca. 0,2%, lité z EOP	67
6.3.1. Dezoxidace Al+Al	68
6.3.2. Dezoxidace Al+Zr	70
6.3.3. Ověření dezoxidace Al+Ce na metalurgickém procesu v EOP	73
6.3.4. Ověření dezoxidace Al+V na metalurgickém procesu v EOP	75
6.3.5. Ověření dezoxidace Al+Mg na metalurgickém procesu v EOP.....	77
6.3.6. Ověření dezoxidace Al+Ti na metalurgickém procesu v EOP.....	79
6.3.7. Ověření dezoxidace Al+Zr+V na metalurgickém procesu v EOP	81
6.4. Ověření způsobu metalurgie výroby tekutého kovu na odlitcích kostek o hraně 500mm z ocele s obsahem C cca. 0,2%	83
6.4.1. Opakované ověření dezoxidace Al + Zr na metalurgickém procesu v EOP	83
6.4.2. Ověření dezoxidace Al + Zr na metalurgického procesu v EOP-LF.....	84
6.4.3. Ověření dezoxidace Al na metalurgického procesu v EOP-LF-VD.....	86
6.5. Ověření typu dezoxidace na odlitcích kostek o hraně 750 mm z ocele s obsahem C cca. 0,2%, lité z EOP	87
6.5.1. Ověření dezoxidace Al na metalurgickém procesu v EOP.....	88
6.5.2. Ověření dezoxidace Al+Zr na metalurgickém procesu v EOP	90
6.5.3. Ověření dezoxidace Al+Ti na metalurgickém procesu v EOP.....	92

6.6. Ověření způsobu metalurgie výroby tekutého kovu na odlitcích kostek o hraně 750mm z ocele s obsahem C cca. 0,2% a s optimální lící teplotou 1570°C.....	95
6.6.1. Opakované ověření dezoxidace Al na metalurgického procesu v EOP	95
6.6.2. Ověření dezoxidace Al na metalurgického procesu v EOP-LF.....	95
6.6.3. Ověření dezoxidace Al na metalurgického procesu v EOP-LF-VD.....	98
7. DISKUSE VÝSLEDKŮ	101
7.1. Vliv modulu odlitku na výskyt lineárních vad pod nálitky	101
Pro odlitek krychle o hraně 500 mm	102
7.2. Vliv použitého metalurgického zpracování tekuté oceli na výskyt lineárních vad pod nálitky.....	106
7.3. Vliv chemického složení na výskyt lineárních vad u odlitků litých z EOP	108
7.4. Vliv velikosti primárního zrna	111
7.5. Vliv tepelného pnutí	112
7.6. Vliv výskytu lineárních vad na mechanické vlastnosti základního materiálu	113
7.7. Vměstky, jejich vliv na oslabení primární struktury a následný vznik lineárních vad pod nálitky.....	114
7.8. Ekonomické přínosy pro praxi.....	115
8. ZÁVĚR.....	116
9. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY	117
10. SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ	120
11. SEZNAM PŘÍLOH.....	121

1. Úvod

Slitiny jsou základním kovovým konstrukčním materiálem. Jejich vlastnosti lze ovlivnit snáze než u čistých kovů. Slitiny jsou buď homogenní (mají ve všech částech stejné fyzikální i chemické vlastnosti), nebo se skládají z částí různých vlastností a jsou tvořeny heterogenní směsí. Slitiny mohou být tvořeny i více než dvěma prvky. Jejich krystalizace neprobíhá v celém objemu najednou, ale začne v řadě mikroskopických objemů vznikem krystalizačních zárodků.

Mezi nejdůležitější a průmyslově nejpoužívanější slitiny se řadí oceli. Z ocelí se vyrábí široké spektrum výrobků, na jejich začátku je vždy polotovár ve formě ingotů nebo odlitků různých velikostí a tvarů.

V této práci se chci zaměřit na masivní ocelové odlitky a speciálně na vady pod masivními nálitky odlitků. Výskyt těchto vad je těsně spojen s pomalou rychlostí krystalizace slitiny, což bývá především dáno velkou tloušťkou stěny odlitku, materiálem formy a velikostí přehřátí taveniny. Další důležitou proměnnou je metalurgické zpracování oceli.

Cílem práce je proto nalézt a vysvětlit souvislost mezi výskytem porušení souvislosti masivních ocelových odlitků a způsobem dezoxidace oceli, složením oceli a rychlostí tuhnutí. Řešení uvedené problematiky je úzce spojeno s prací v rámci grantového projektu výzkumu a vývoje MPO ČR č. FR-TI1/070 s názvem „Výzkum a optimalizace technologie výroby masivních ocelových odlitků“. Výsledky doktorské práce jsou přímým výstupem projektu, a jsou využity ve výrobním procesu slévárny ŽDAS a.s.

2. Vady masivních odlitků - teoretický rozbor

Definice masivního odlitku

Ve slévárnách ocelových odlitků se považují odlitky nad 2500 kg kusové váhy za „těžké“ [1]. Tohoto údaje se také používalo pro plánování a projekci nových sléváren. V běžné praxi se však mluví také o velkých a o masivních odlitcích. I když se tyto tři pojmy významově překrývají, nejsou úplně shodné. Velký odlitek z hlediska svých vnějších rozměrů nemusí patřit do masivních odlitků, má-li malý poměr objemu k povrchu (modul odlitku). Naopak rozměrově malý, ale tlustostěnný (masivní) odlitek s vysokým modulem může mezi těžké odlitky patřit.

Masivní odlitek je tedy odlitek nad 2500 kg hrubé váhy, s vysokým poměrem objem k povrchu (modul cca. 10 cm a více).

2.1. Vady vznikající v kapalném skupenství

V kapalném skupenství je odlitek ohrožen nezaběhnutím, zavalením, zapečením nebo výronky do okolní formovací směsi, odvařením, zadrobením, namožením formy, vytečením [1]. Uvedené vady se po ztuhnutí jeví jako povrchové (vizuální) vady.

V současnosti, kdy se většina masivních ocelových odlitků odlévá do organických samotuhnoucích směsí, je z výše uvedených nejčastější vadou *zapečenina* a *zadrobenina*.

Na vzniku vad zapečenin působí velmi rozsáhlá řada faktorů :

- teplota odlévaného kovu
- stupeň dezoxidace kovu a přítomnost legujících prvků
- metalostatický a metalodynamický účinek kovu
- povrchové napětí kovu, viskozita a úhel smáčení formy kovem,
- tepelná namáhání části formy nebo jádra (koncentrace v rozích a hranách formy)
- velikost zrn ostřiva, hranatost a stupeň zhuštění (velikost mezizrnových pórů)
- chemická a mineralogická skladba křemenných a nekřemenných ostřiv
- plynový režim slévárenské formy (chemická povaha a tlak plynů – tlak vodní páry.)

Vznik zapečenin obecně je velmi složitý, dodnes se podle Otáhalo [2] jedná o nejednoznačně vysvětlený proces, na kterém se podílejí pochody mechanické, tepelné a fyzikálně – chemické.

Zadrobeniny jsou definovány jako otevřené nebo vnitřní dutiny ve stěně odlitku, které mohou být zcela nebo částečně vyplněny formovacím materiálem, jehož vznik souvisí bezprostředně se zadrobením formy nebo jádra.

Mezi zadrobeniny se často zařazuje příbuzná vada rozplavený písek, různé druhy připečenin a zapečenin, drsný povrch, eroze, odření, sesutí, sekundární struskovitost apod.

Zadrobeniny vznikají drobením (erozí) formovacího materiálu, ale jejich příčinou nemusí být vždy špatná kvalita formovacího materiálu. Zadrobeniny bývají často kombinovány s jinými vadami: s bublinami z vlhké udrobené formy, se struskovými a oxidickými vměstky [2].

2.2. Vady vznikající při změně skupenství (krystalizace)

Období krystalizace, kdy vedle sebe koexistují dvě fáze – tekutá a pevná - je nejdůležitějším obdobím pro budoucí vlastnosti odlitku. Při krystalizaci a tuhnutí probíhají v odlitku pochody, navazující na předchozí stav taveniny a formy. To může mít za následek tyto vady: hrubé primární zrno (a následně nevhodné lomové vlastnosti struktury), staženiny, endogenní bubliny, segregace, vycezeniny, trhliny.

V následujícím textu budou možné příčiny vzniku vad v období krystalizace detailně popsány, protože většina z nich úzce souvisí s problematikou řešenou v rámci dizertační práce.

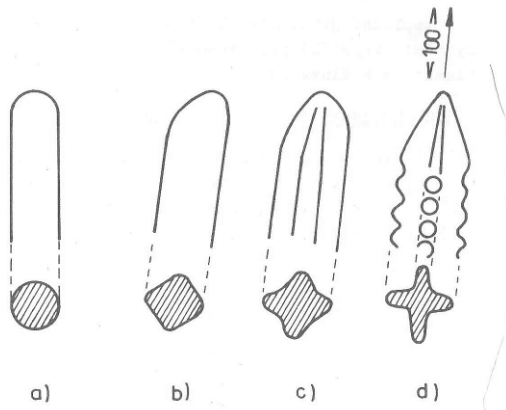
2.2.1. Endogenní bubliny

Endogenní bubliny vznikají z plynů rozpuštěných v tavenině tehdy, jestliže parciální tlak rozpuštěných plynů převýší odpory působící proti nim. Na jejich tvorbě se může podílet reakce kyslíku a uhlíku, vodík a dusík, popřípadě všechny uvedené prvky ve vzájemné kombinaci. Endogenní bubliny mohou iniciovat buď na rozhraní formovacího materiálu a tuhajícího kovu – jako otevřené, nebo v patách rostoucích dendritů – zpravidla jako uzavřené.

2.2.2. Segregace ve slitinách – mikro a makro objemy

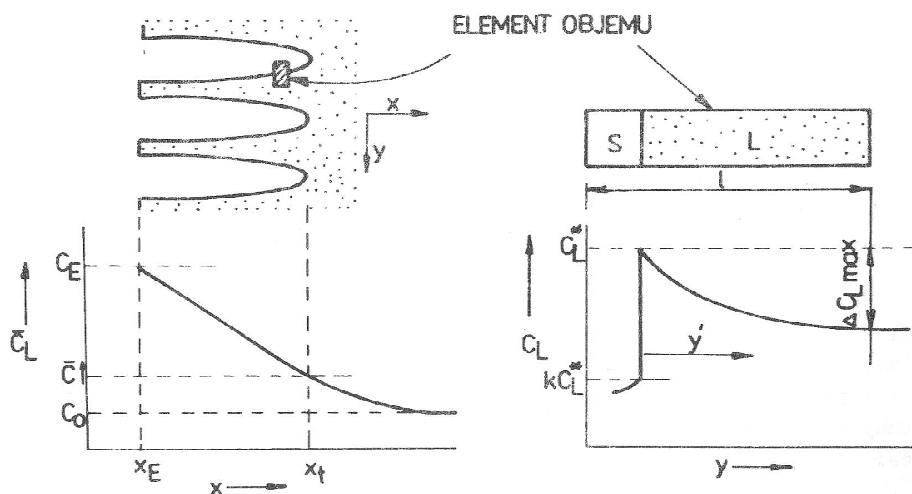
Vlastnosti slitin železa, stejně jako vlastnosti jiných materiálů, závisí na jejich struktuře. Struktura ocelí se vytváří v průběhu krystalizace a mění se po ztuhnutí vlivem překrystalizačních změn. Průběh krystalizace i překrystalizace je závislý na chemickém složení ocelí a na rychlosti ochlazování, která je svázaná s rychlostí krystalizace.

Vliv rychlosti krystalizace na tvar rostoucích krystalů je na obr.2.1. Při pomalých rychlostech krystalizace roste buňka kolmo k rozhraní krystal – tavenina, nezávisle na krystalografické orientaci – obr.2.1a. Při vysokých rychlostech krystalizace (a tedy i ochlazování) se začínají uplatňovat krystalografické vlivy obr.2.1d, pro kovy s kubickou mřížkou je to směr $\langle 100 \rangle$, popisuje Rusín [3].



Obr.2.1 Změny tvaru rostoucích krystalů při zvětšení krystalizační rychlosti [3]

Základní informace o změně chemického složení v okolí krystalizační fronty při buněčné krystalizaci podává obr.2.2. Krystalické buňky rostou do taveniny a prostory mezi buňkami jsou vyplněny taveninou obohacenou o rozpuštěné příměsi.

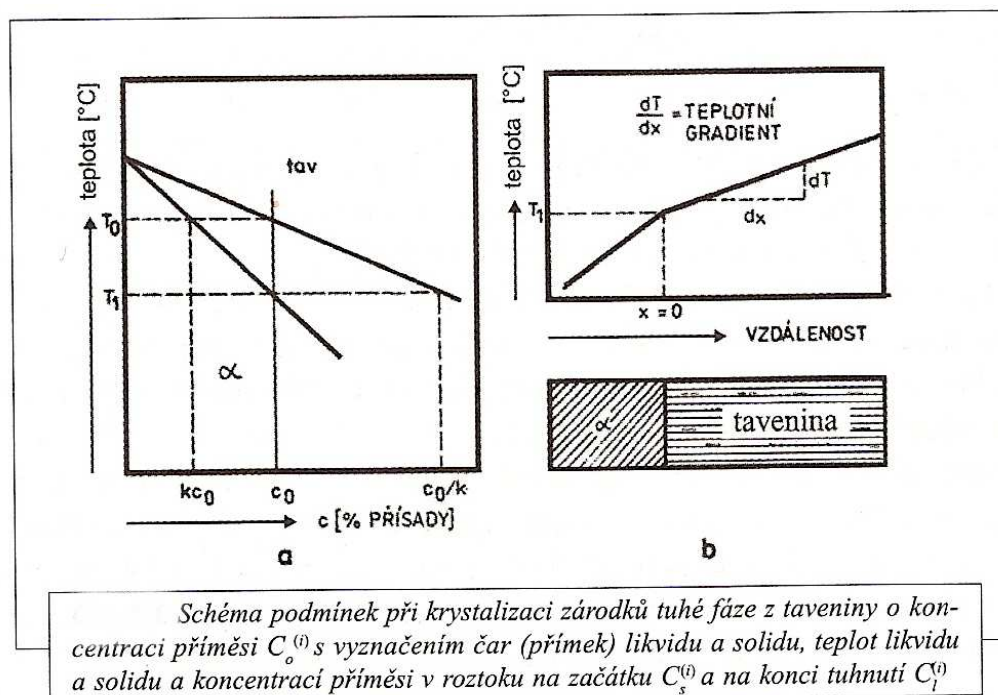


Obr.2.2 Rozdělení rozpuštěného prvku při krystalizaci buněk [3]

Krystalizace slitin kovů probíhá téměř vždy v jistém teplotním rozmezí a krystalizující fáze má jiné chemické složení než základní matečná tavenina, z níž se krystalizující fáze vyděluje. Tento rozdíl popisuje poměr koncentrace prvku v tuhé fázi $C_S^{(i)}$ a koncentrace $C_0^{(i)}$ v tavenině při T_1 a nazýváme ho rozdělovacím koeficientem prvku

$$k^{(i)} = C_S^{(i)} / C_0^{(i)} \quad (2.1)$$

Koncentrace příměsi v krystalech vylučujících se z taveniny jako první je příznačná pro osy dendritů a obsah odměšujících prvků je zde nejnižší. Naproti tomu koncentrace příměsi v krystalech vylučujících se z taveniny jako poslední je nejvyšší. Graficky je děj znázorněn na obrázku 2.3.



Obr.2.3 Schéma podmínek při krystalizaci zárodků tuhé fáze z taveniny [4]

Rozdělovací koeficient prvku vylučujícího se z taveniny do tuhé fáze je v realitě závislý na rychlosti krystalizace a rozlišuje se proto rovnovážný rozdělovací koeficient prvku $k^{(i)}$, který popisuje segregaci při velmi pomalém – rovnovážném tuhnutí, a efektivní rozdělovací koeficient prvku $k_{ef}^{(i)}$, jenž vyjadřuje rozdělení prvku mezi tuhounou fází a taveninu při známých podmínkách krystalizace – rychlosti krystalizace, pohybu taveniny a difuzivitě segregujícího prvku. Mezi jedním a druhým rozdělovacím koeficientem existuje vztah

$$k_{ef}^{(i)} = \frac{k_0^{(i)}}{k_0^{(i)} + (1 - k_0^{(i)}) \exp\left(-\left(\frac{v \cdot \delta}{D_1^{(i)}}\right)\right)} \quad (2.2)$$

kde v je rychlost postupu krystalizační fronty, δ je tloušťka difuzní vrstvy a $D_1^{(i)}$ je difuzní koeficient segregujícího prvku [4].

Rovnovážné rozdělovací koeficienty prvků $k^{(i)}$ v tavenině železa jsou uspořádány podle jejich atomových čísel – viz dále tab.2.1.

Z tabulky plyne, že převážná většina příměsí v kapalném železe segreguje do taveniny, tj. jejich $k_0^{(i)} < 1$. Jen málo příměsí segreguje přednostně do tuhé fáze a jejich $k_0^{(i)} > 1$.

Tab 2.1 Rovnovážné rozdělovací koeficienty prvků $k_o^{(i)}$ v tavenině železa [3] podle [6]**Rovnovážné rozdělovací koeficienty $k_o^{(i)}$ příměsí v tavenině železa podle [6]**

Z	příměs i	$k_o^{(i)}$	Z	příměs i	$k_o^{(i)}$	Z	příměs i	$k_o^{(i)}$
1	H	0,32	28	Ni	0,69	57	La	0,04
2	He	<0,001	29	Cu	0,8	58	Ce	0,02
4	Be	0,62	30	Zn	0,77	60	Nd	0,11
5	B	0,05	31	Ga	0,76	62	Sm	0,01
6	C	0,13	32	Ge	0,77	64	Gd	0,07
7	N	0,28	33	As	0,2	67	Ho	<0,1
8	O	0,13	36	Kr	<0,001	68	Er	0,08
10	Ne	<0,001	39	Y	0,05	69	Tm	<0,1
12	Mg	0,17	40	Zr	0,42	71	Lu	<0,1
13	Al	0,87	41	Nb	0,22	72	Hf	0,21
14	Si	0,64	42	Mo	0,72	73	Ta	0,32
15	P	0,13	43	Tc	1,03	74	W	0,85
16	S	0,06	44	Ru	1,03	75	Re	1,22
18	Ar	<0,001	45	Rh	0,76	76	Os	1,11
21	Sc	0,06	46	Pd	0,47	77	Ir	1,05
22	Ti	0,34	47	Ag	0,09	78	Pt	0,61
23	V	0,82	49	In	0,2	79	Au	0,31
24	Cr	0,9	50	Sn	0,27	86	Rn	<0,001
26	Fe	1	51	Sb	0,13	90	Th	0,09
27	Co	0,85	54	Xe	<0,001	92	U	<0,1

2.2.3. Stvolové vycezeniny („A“ Vycezeniny)

Stvolové vycezeniny, nebo také „A“ vycezeniny, jsou specifickou vadou, která se vyskytuje u masivních odlitků a jejich vznik souvisí se selektivním charakterem tuhnutí [2]. Jedná se o podpovrchové vady a jsou velmi často odhaleny až během mechanického opracování odlitků. Dle zkušeností Saipa, [5] jsou pokusy o včasné zjištění stvolových vycezenin pomocí ultrazvuku často neúspěšné. Obvykle bývá pro kontrolu kvality nasazena polévací magnetická zkouška, která odhalí na opracované ploše výskyt vycezenin a jsou zároveň indikovány mikroskopické řediny i sulfidické vměšky II. druhu, které jsou pro stvolové vycezeniny charakteristické. Stvolové vycezeniny mají nejčastěji podobu tmavých pásů, orientovaných rovnoběžně se svíslou osou odlitku (z hlediska polohy při odlévání), přičemž mají zvýšený obsah těchto prvků: síry, fosforu a uhlíku [5]. Tímto se jejich uspořádání liší od stvolových vycezenin u těžkých ingotů. Tyto se přiklánějí pod úhlem 4-8° k podélné ose. Stvolové vycezeniny představují nejen místa lokální nehomogenity, ale jsou to zároveň místa s výrazně nižšími pevnostními a plastickými vlastnostmi. V jistých případech mohou snižovat odolnost proti opotřebení. Pokud jsou stvolové vycezeniny v dostatečné hloubce pod povrchem odlitku a zároveň nezmenšují nosný průřez v místech vysokého mechanického namáhání, nemusí být nutně ovlivněna užžitná hodnota odlitku [5] – při neprůchodnosti UZ vln je však odlitek zákazníkem nepřevzat a zmetkován.

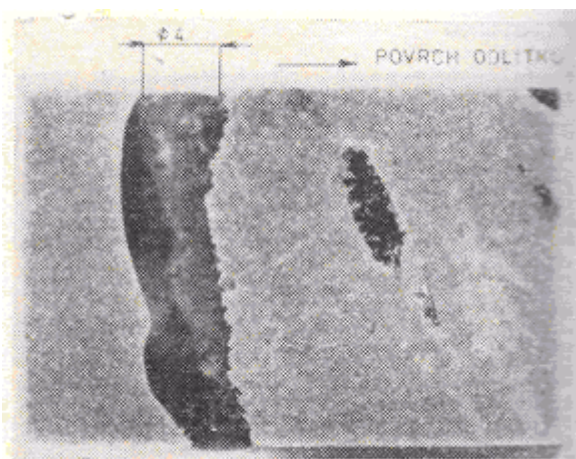
Dosavadní teorie k této problematice shrnuje Saip, Kaňák [5]. V současné době se hypotézy o vzniku stvolových vycezenin dají rozdělit do 3 skupin:

1. Skupina plynových hypotéz
2. Skupina rozdílné hustoty obohacené taveniny a zbývající tekuté fáze
3. Skupina působení gravitace a objemového smrštění

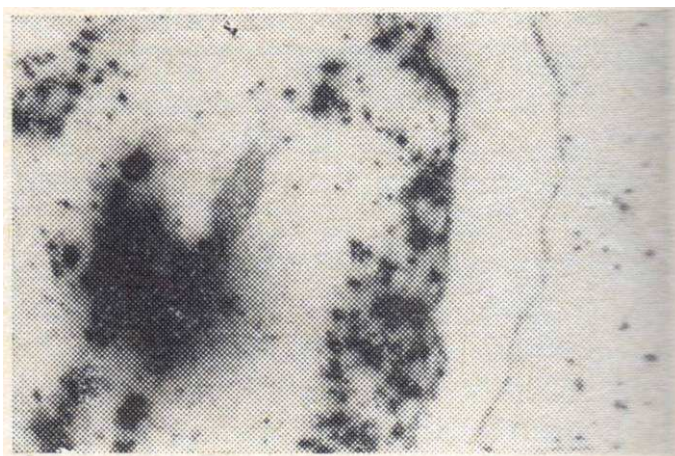
Stvolové vycezeniny se obecně vyskytují ve 3 podobách:

- Jako podélné tmavé pásy
- Jako řediny
- Jako bublinové kanálky

Orientace všech 3 druhů vad je vždy téměř rovnoběžná se svislou osou odlitku a jejich tvar bývá eliptický, zřídka kruhový. Z vnější strany, tzn. od povrchu odlitku zasahují do bublinového kanálku špičky dendritů, zatímco vnitřní strana kanálku je zcela hladká a lesklá (obr. 2.4a). Na snímku je evidentní hrubší primární struktura z vnější strany kanálku a jemnější primární struktura směrem ke středu odlitku. Baumannův otisk dokazuje, že okolí vnější strany kanálků jsou obohacena sírou (obr.2.4b). Zároveň bylo prokázáno, že stvolové bubliny se vyloučily na rozhraní sloupkovitých a rovnoosých zrn (krystalů).



Obr.2.4a Podélný řez bublinovým kanálkem [5]



Obr.2.4b Baumannův otisk řezu bublinového kanálku [5]

Nejvýraznějším z možných postupů, kterým je možné výrazně ovlivnit výskyt vad stvolové povahy, je z *technologických* faktorů tepelná akumulace formy a z *metalurgických* faktorů maximální možné snížení obsahu segregujících prvků, jako je síra a fosfor taktéž i maximální možné snížení obsahu plynů, tj. užití sekundární metalurgie, především VD.

Použitím formovacích materiálů s vyšším koeficientem tepelné akumulace (b_f) se dle Kaňáka [6] podstatně zmenší výskyt stvolových vad a změní se jejich charakter. O vlivu rychlosti tuhnutí dle Saipa [5] pojednává celá řada autorů, přičemž udávají i nejmenší hodnoty rychlosti tuhnutí, které zaručují potlačení tvorby stvolových vycezenin. Nejčastěji udávané kritické hodnoty jsou 0,020 – 0,040 mm/s a vztahují se k odlitkům z oceli s obsahem uhlíku 0,20–0,35%. Tyto kritické hodnoty jsou využívány i v provozní praxi. Čech [7] dokládá na konkrétním odlitku tlakového válce (obr.2.5a) jak objem vlastní vady způsobené vycezeninami, tak pohled na výsledek simulačního software MAGMASoft s využitím výše uvedených mezí (obr.2.5b). Je zde patrná shoda reality se simulací.



Obr.2.5a a 2.5b Masivní odlitek s výskytem vycezenin, zpětně detekovaných sw. MAGMASoft[7]

Dalším způsobem, jak snížit výskyt vycezenin zvýšením rychlosti krystalizace je dle Záděry [8] využití masivních kontaktních chladítek. To má vliv také na velikost smrštění odlitku během tuhnutí. Bohužel také roste riziko povrchových nebo i vnitřních prasklin způsobených napětím vznikajícím lokálním rychlým ochlazením.

Jako jeden z možných metalurgických postupů jak snížit objem vycezenin, může být - kromě výše popsaného využití sekundární metalurgie – také odsíření a dezoxidace pomocí KVZ. Kosňovský [9] na 2,5 t ingotech ověřil vliv legování KVZ do obsahu 0,1% hmotnosti tavby po předběžné dezoxidaci Al. Prokázal makro i mikroskopicky odstranění vycezenin vzhledem k ingotu z těže tavby, bez přídavku KVZ. Přídavkem KVZ však došlo ke znečištění vměstky IV. typu a podle současných znalostí [30] není tato cesta vhodná k odstranění vycezenin.

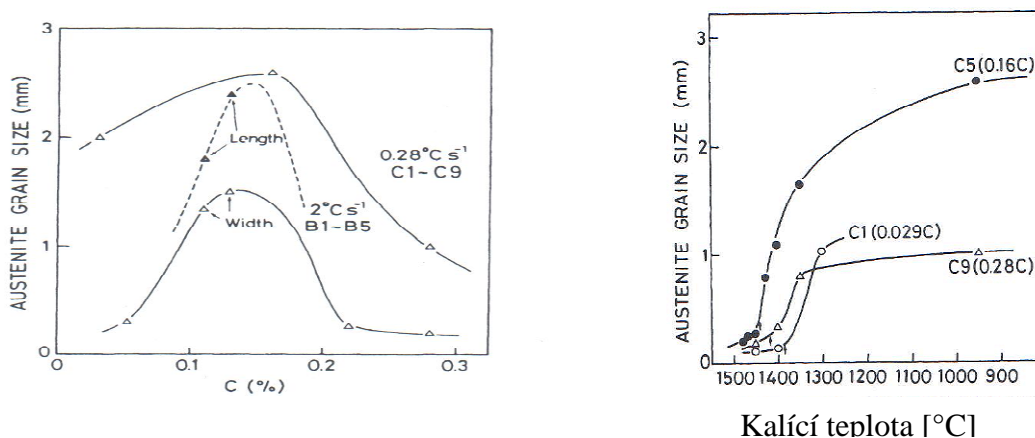
2.3. Vady vznikající v pevném skupenství

Nejzávažnějšími vadami masivních ocelových odlitků tvořícími se v tuhém skupenství jsou lasturový lom, praskliny a trhliny, což úzce souvisí s hrubým primárním austenitickým zrnem.

2.3.1. Hrubé primární austenitické zrnno

Hrubá primární struktura ve své podstatě není vadou v samotném slova smyslu, ale je příčinou mnoha následných jevů vedoucích k vadám. Hrubá struktura je nežádoucím důsledkem pomalého tuhnutí a krystalizace, typicky u masivních odlitků. Zdánlivě nejjednodušším způsobem urychlení krystalizace je běžně uváděné využití formovacích směsí a chladítek s vyšším koeficientem odvodu tepla, ale i tyto postupy mají své limity. V praxi slévárny ŽDAS a.s. pak nalzáme primární austenitické zrna v podnátíkových oblastech o velikosti

řádově v jednotkách centimetrů! Maehara a kol.[10] se mj. zabývali vlivem rychlosti ochlazování na velikost primárního austenitického zrna, viz obr.2.6. Pozitivní vliv vyšší rychlosti na snížení velikosti primárního zrna je patrný.



Obr.2.6 a 2.7 Vliv obsahu C v uhlíkové oceli při konstantní ochlazovací rychlosti 0,28 resp. 2 °C/s (obr.2.6) nebo různé teplotě při které byl vzorek zakalen do vody (obr.2.7) na velikosti austenitického zrna [10]

Pozorným pohledem na obr.2.6 a také obr.2.7 [10] však zjistíme podstatný vliv chemického složení oceli, konkrétně vliv C. Oceli blíží se peritektickému bodu v diagramu Fe-Fe₃C mají silnou tendenci k hrubnutí primárního austenitického zrna. V této doktorské práci se jedná právě o masivní odlitky z ocelí s obsahem mezi 0,12 – 0,22%C, s výskytem vad v oblastech hrubého primárního zrna. Zkoumané uhlíkové ocele (např. typu GS20Mn5, kde se vyskytují podnáleťkové vady masivních odlitků nejčastěji) jsou proto v ŽDAS a.s. odlévány v horním rozmezí obsahu C daném normou.

Příčinu tohoto jevu zkoumal Pottore a kol. [11]. Zjistil, že primární krystalizující fází zkoumaných uhlíkových ocelí je delta ferit a během chladnutí se na hranicích delta feritu nukleuje austenit. Přítomnost jiné fáze - ať se jedná o delta ferit, nebo o taveninu - způsobuje, že nedochází k hrubnutí austenitických zrn. Peritektické oceli dle Pottoreho [11] transformují na austenit ve velmi rané fázi chladnutí odlitku, což způsobuje vyšší hrubnutí zrna. Dosáhnutím teploty solidu se totiž podle Mišička a kol. [12] procesy přeměn v uhlíkové oceli nekončí. Členité hranice licího zrna se začínají narovnávat (viz. obr.2.8), přitom v hranicích jednoho primárního zrna austenitu může být obsaženo více dendritů. Výsledkem těchto procesů (granulace zrn, „růstová rekrytalizace“) jsou zrna austenitu, která mají větší rozměry než původní dendrity.

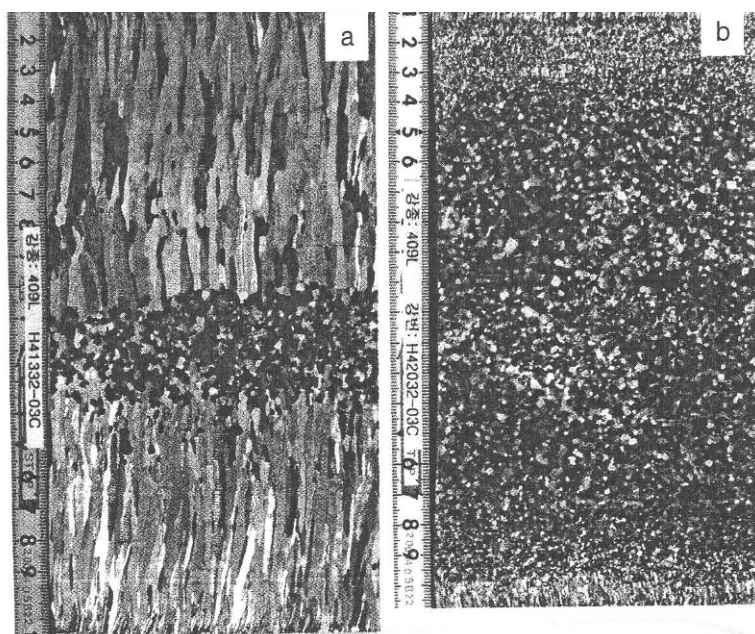


Obr.2.8 Schematické znázornění granulace zrn

Inclusion engineering

Možnosti chemického ovlivnění velikosti primárního austenitického primárního zrna zkoumal např. Kudoh a kol. [13], kteří ověřovali vliv P v rozmezí 0,01 – 0,4% na velikost dendritů delta feritu a velikost austenitických zrn. Zjistili, že s růstem obsahu P klesá velikost ramen dendritů delta feritu a také klesá velikost primárního zrna. Nazvali tuto schopnost P (ale také Al) tzv. „pinning“ efekt. Při výzkumu vlivu Cr na velikost zrna v práci Tsuchiya a kol. [14] dospěli autoři ke zjištění, že s rostoucím Cr (do 3%) u oceli s 0,2%C se v litém stavu vyskytuje jemnější rovnoosá struktura primárních austenitických zrn. Tato však nebyla způsobena „pinning“ efektem Cr na delta ferit, ale vyšší segragací P díky zvýšenému obsahu Cr, a tím dosažení „pinning“ efektu delta feritu opět pomocí P – jako tomu bylo v předchozí výše zmíněné práci. Bohužel pro běžnou slévárenskou praxi jsou tyto výsledky nepoužitelné.

Další výzkumná práce japonských autorů je citovaná v práci A.W. Cramba [15] a uvádí pozitivní vliv mikrolegování Ti na významnou změnu podílu rovnoosého a kolumnárního zrna. U oceli STS 409L dosáhli autoři díky mikrolegování Ti (objem legování bohužel neuvedena) nárůstu obsahu rovnoosé struktury z 25% na 100%, výsledek je na obr.2.9.

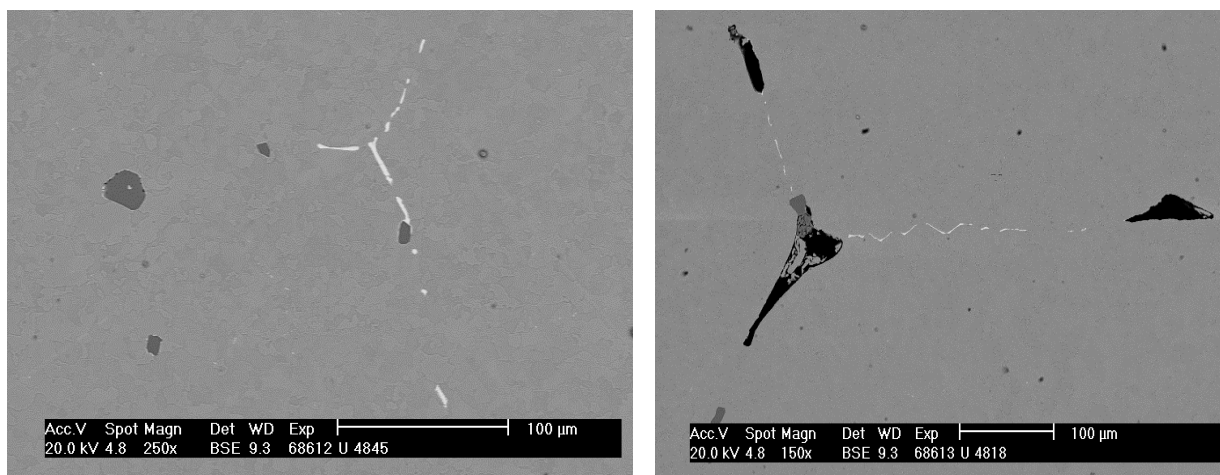


Obr.2.9 Příklad strukturní změny oceli STS 409L díky změně typů vměstků legováním Ti.

Němeček [16] uvádí podobný pozitivní vliv na odstranění zóny kolumnárních zrn mikrolegováním V až do obsahu 0,15%. Jako zárodky krystalizace zde jsou karbidy a nitridy V. Rozporné jsou ovšem literární údaje o stálosti karbidů a nitridů V, kde Van Tyne [17] uvádí jejich úplné rozpuštění při 900°C (nemohly by potom sloužit jako zárodky), Němeček [16] však uvádí *počátek* rozpouštění při teplotách 1200°C.

Pottore [11] obecně doporučuje s odkazem na své dřívější práce k omezení hrubnutí austenitického zrna opět výše zmíněné precipitáty na bázi Ti nebo Nb, což však u masivních odlitků může vyvolat vyloučení po hranicích primárních zrn a vady dále popsané v bodě 2.3.2. Podobnou zkušenost s Nb popisují i u HSLA válcovaných ocelí autoři Xiaojun a kol. [18], kde byly pomocí elektronové analýzy identifikovány nežádoucí velké precipitáty karbonitridů Ti a Nb způsobené mikrosegregací v oceli, které snižovaly pevnostní vlastnosti oceli. Pozitivní vliv na zmenšení velikosti primárního zrna pomocí mikrolegování Nb v koncentraci cca 0,03% popisuje také práce Horníka a kol [19], kde je ověřena koncentrace Nb na hladině cca. 0,03% u kontislitků z uhlíkových ocelí.

Při stejné koncentraci Nb však má slévárna ŽDAS a.s. negativní zkušenosti s ovlivněním mikrostruktury, kde se v mnoha případech vyskytovala sít'ová lineárních vad pod masivními nálitky, způsobené oslabenými hranicemi primárního zrna karbonitridy Nb – viz obr.2.10.



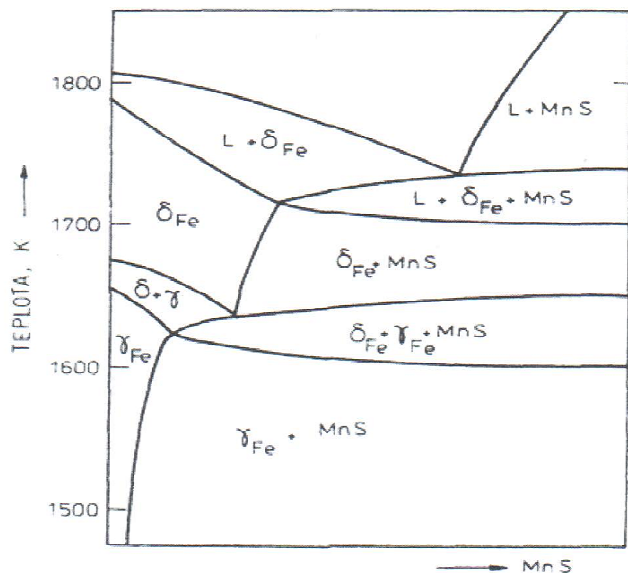
Obr.2.10 Výskyt karbonitridů Nb po hranicích primárních zrn oceli GS20Mn5

2.3.2. Oslabení hranic hrubého primárního zrna vylučováním nejen sulfidických vměstků, mimo lasturový lom

V bodě 2.2.2. bylo popsáno, jak převážná většina příměsí v kapalném železe segreguje do taveniny, tj. jejich $k^i_o < 1$. Jen málo příměsí segreguje přednostně do tuhé fáze a jejich $k^i_o > 1$. V tabulce 2.2 dále Hrivňák [20] popisuje rozdíl mezi rozpustností ve feritu (první fáze krystalizace ocelí s peritektickou přeměnou) a následně v austenitu. Rozpustnost v austenitu je vždy menší, než ve feritu. Z toho plyne, že absolutní většina příměsí (nečistot) má jak v období krystalizace, tak při peritektické přeměně tendenci koncentrovat se do míst naposledy tuhnoucích, respektive do míst, kde naposledy probíhá přeměna.

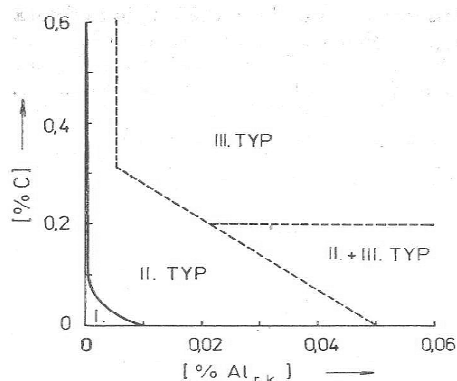
Tab.2.2 Popis rozpustnosti vybraných prvků v austenitu a feritu podle [20]

Prvek	Rozpustnost	
	v austenitu při teplotě	ve feritu při teplotě
S	0,05 % při 1 365 °C	0,14 % při 1 365 °C
P	0,20 % při 1 250 °C	1,6 % při 1 250 °C
B	0,005 % při 1 381 °C	0,5 % při 1 381 °C
Nb	1,0 % při 1 300 °C	4,1 % při 1 300 °C
Ti	0,36 % při 1 300 °C	8,1 % při 1 300 °C
Si	1,15 % při 1 300 °C	10,5 % při 1 300 °C



Obr.2.11 Pseudobinární diagram Fe-MnS

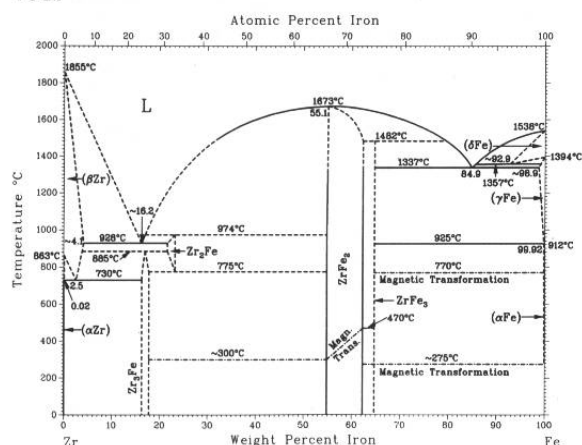
Tvorba sulfidických vměstků po hranicích primárních zrn probíhá podle Ueshimy a kol. [21] heterogenní nukleací jak v mezidendritických prostorech za teplot mezi likvidem a solidem, tak po hranicích primárních austenitických zrn za nižších teplot až do 1100°C (viz. pseudobinární diagram Fe-MnS na obr.2.11). Jaký tvar vměstků bude, do jisté míry závisí podle Levíčka a Stránského [13] na množství zbytkového dezoxidovačla - nejčastěji Al, jak popisuje obr.2.12.



Obr.2.12 Oblasti výskytu jednotlivých typů vměstků uhlíkových ocelí, příklad sulfidů II.typu

Dalším silným dezoxidujícím prvkem v ocelích je Zr. Pro masivní ocelové odlitky dezoxidované kombinací Al + Zr je typická tvorba vměstků na bázi Zr po hranicích primárních zrn. V odlitcích vyrobených z taveb, u kterých bylo během závěrečné dezoxidace použito zirkonium, byly nalezeny vměstky obsahující oxidy, nebo nitridy zirkonia. Tyto vměstky se často vylučovaly po hranicích zrn - viz obr.2.14, a v některých případech byly až makroskopické velikosti. Zirkonium tvoří podle fázového diagramu na obr.2.13 s železem sloučeninu $ZrFe_3$. Při teplotě 912 °C je rozpustnost zirkonia v železe 0,08 % a s klesající teplotou rozpustnost klesá [8]. Z tuhého roztoku se pak podle Alveše [23] vylučuje metalikum $ZrFe_3$. V místech se zvýšenou segregací zirkonia se může uvedená sloučenina vyskytovat i při nižších koncentracích Zr v tavebním vzorku.

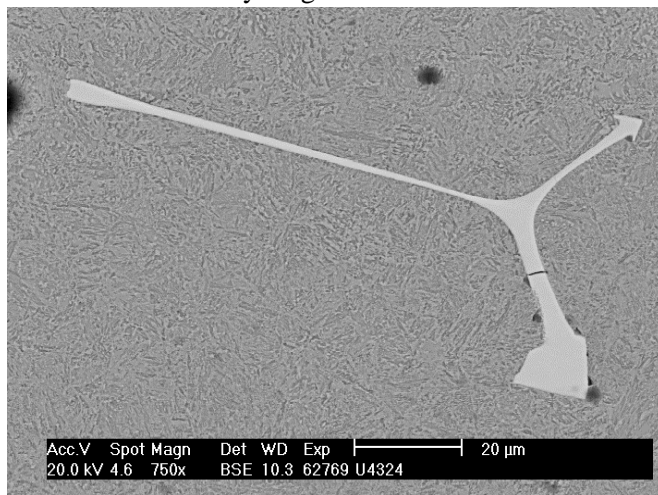
Fe-Zr



D. Arias and J.P. Abriata, 1992

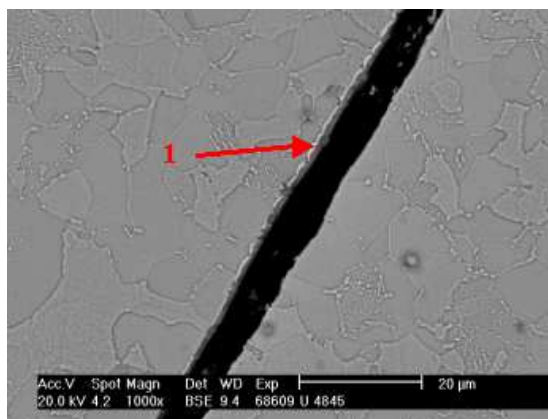
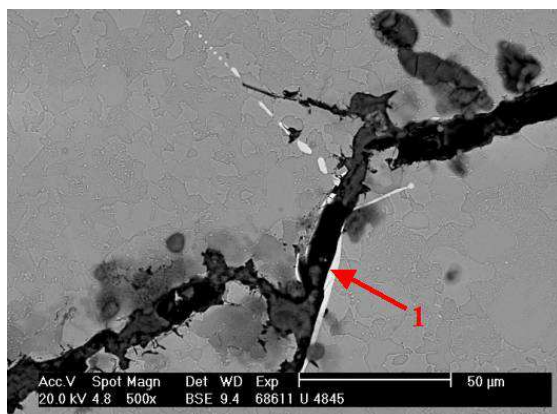
Phase	Composition, wt% Fe	Pearson symbol	Space group
(βZr)	0 to -4.1	<i>cI2</i>	<i>Im</i> $\bar{3}m$
(αZr)	0 to 0.02	<i>hP2</i>	<i>P6</i> $\bar{3}$ <i>lmmc</i>
Zr ₃ Fe	16.2 to 18.3	<i>oC16</i>	<i>Cmcm</i>
Zr ₂ Fe	21.6 to 23.4	<i>tI12</i>	<i>I4/mcm</i>
ZrFe ₂	54.3 to 62.2	<i>cF24</i>	<i>Fd</i> $\bar{3}m$
ZrFe ₃	64.7	<i>cF116</i>	<i>Fm</i> $\bar{3}m$
(δFe)	-92.9 to 100	<i>cI2</i>	<i>Im</i> $\bar{3}m$
(γFe)	-98.9 to 100	<i>cF4</i>	<i>Fm</i> $\bar{3}m$
(αFe)	99.91 to 100	<i>cI2</i>	<i>Im</i> $\bar{3}m$

Obr.2.13 Rovnovážný diagram Zr-Fe



Obr.2.14 Vměstek na bázi Zr po hranicích primárního austenitického zrna

Jiným hojně využívaným prvkem k mikrolegování oceli v obsazích do 0,07% je niob. Tvorba vměstků na bázi Nb i některé negativní zkušenosti s jejich výskytem po hranicích zrn jsou již částečně popsány v bodu 2.3.1. Příklady vzniku defektů díky deskovitému vyloučení vměstků karbidů nebo karbonitridů niobu po hranicích primárních austenitických zrn jsou na obr.2.15.

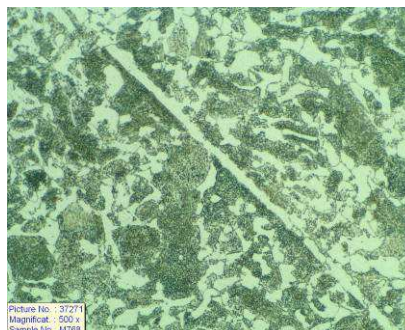


Obr.2.15 Praskliny po hranicích primárního zrna oslabeného karbidy niobu

Jednalo se o ocel GS20Mn5 mikrolegovanou 0,05%Nb, s modulem odlitku cca 15 cm. Na základě těchto výsledků nelze mikrolegování Nb u masivních ocelových odlitků doporučit.

Řešení oslabených hranic hrubého primárního austenitického zrna (jakoukoliv příměsí) se v současné době jeví jako prioritní pro dosažení výroby masivních ocelových odlitků bez specifických lineárních vad pod nálitky.

2.3.3. Lasturový lom



Obr.2.16 Lasturový lom a AlN po hranicích zrn z podnálitkové oblasti masivního odlitku z materiálu GS20Mn5, obsah Al 0,027% , produkce ŽĐAS a.s.

Lasturový lom v odlitku je hladký, mírně zvrásněný, fasetový. Příklad makroskopického vzhledu lomu a ukázka feritického dvorce po hranicích zrn s vyšším obsahem Al i AlN je uveden na obrázku 2.16. Část odlitku pod nálitkem musela být do hloubky 100 mm odfrézována a následně odlitek homogenizačně žhán před zavařením. Vada se vyskytuje v nelegovaných až středně legovaných CrNiMo ocelích, zvláště při zvýšeném obsahu nitridů hliníku, které se vylučují na hranicích zrn, hlavně u hmotných odlitků v masivních stěnách. Odstranění a prevence těchto lomů je vázáno na ovládnutí tří činitelů:

- výskytu nitridu hliníku,
- koncentrace zbytkového obsahu hliníku,
- rychlosti tuhnutí a chladnutí (popř. velikosti primárního austenitického zrna oceli)

Pro zamezení vady je důležité, aby obsah hliníku nepřesáhl množství, které je potřeba k desoxidaci oceli. Nadbytečné množství může vést k výskytu lasturových lomů [2].

Dosavadní poznatky v oblasti masivních ocelových odlitků a lasturových lomů shrnují v české literatuře práce Bůžka, Kosňovského [25] a Pluháčka, Kuboňe [26]. Z těchto bylo převážně v dalším čerpáno s doplněním poznatků Šenbergera at kol. [4] a Alves, Finardi [24]. Lze považovat za prokázané, že se na iniciaci lasturových lomů podílí nitrid hliníku a vlastní lomová plocha se vytváří nízkoenergetickým interkrystalickým tvárným porušením (dutinovým mechanismem s fasetami). Při vysokém obsahu AlN se bude mnoho trhlin iniciovat v okolí nitridů, a budou-li koncentrovány na hranicích primárních austenitických zrn, lom bude přednostně probíhat právě po hranicích těchto zrn. Je možno považovat za prokázané, že lasturové lomy se netvoří v oceli prosté dusíku či hliníku, popř. obou těchto prvků. Autoři Alves, Finardi [24] uvádějí, že precipitace AlN probíhá během chladnutí odlitku již v pevném stavu mezi teplotami 925°C-815°C a zároveň když ochlazovací rychlost nabývá 60°C/hod, Zemčík [28] uvádí tvorbu AlN v rozmezí 1000 - 700°C. Z fyzikálně-metalurgických parametrů snižují sklon oceli k lasturovému lomu vyšší rychlost tuhnutí a chladnutí, tyto podstatně ovlivňují velikost primárního austenitického zrna. Ocel s menším primárním austenitickým zrnem má mj. výrazně vyšší povrch hranic zrn a je tím pádem méně náchylná k lasturovému lomu [25].

Náchylnost k lasturovému lomu po hranicích primárních zrn může být objasněna na základě znalosti o rozpustnosti nitridu hliníku v austenitu. Rozpouští-li se AlN v austenitu, lze podle [4] psát:

$$AlN = Al(\gamma) + N(\gamma) \quad (2.3)$$

Pak je možno vyjádřit rovnovážnou konstantu:

$$K_N = [\%Al]_{\gamma} * [\%N]_{\gamma} \quad (2.4)$$

Kde rovnovážná konstanta K_N se rovná součinu hmotnostních procent hliníku a dusíku v tuhém roztoku za rovnováhy s AlN. Hmotnostní procenta je možno považovat za ekvivalentní aktivitám. Mezi rovnovážnou konstantou a teplotou existuje závislost, která platí pro nízkouhlíkovou ocel [4]:

$$\log K_N = \frac{7400}{T} + 1,95 \quad (2.5)$$

Autoři [23] s odkazem na další zdroj uvádějí rozpustnost AlN v austenitu jako:

$$\log[Al][N] = -\frac{6770}{T} + 6,03 \quad (2.6)$$

kde: $[Al] = Al_{\text{celk.}} - Al_{\text{nitr.}} - Al_{\text{oxid.}}$

$[N] = N_{\text{celk.}} - N_{\text{nitr.}}$

Teplota, při níž se K_N rovná součinu zbytkového dusíku a hliníku, je teplota, při níž bude za rovnovážných podmínek všechen AlN v austenitu právě rozpuštěn. Naopak lze pro podmínky primárního ochlazování uvažovat nejvyšší možnou teplotu precipitace AlN z austenitu jako teplotu teoretickou, při které je v rovnováze dusík a hliník v roztoku s precipitátem., který se začíná tvořit. V technické praxi se běžně rovnovážných podmínek při primárním ochlazování nedosahuje, skutečná teplota vylučování AlN se tedy posouvá k nižším teplotám (i při velmi pomalém ochlazování). Na precipitaci AlN na hranicích primárních gama-zrn lze pohlížet jako na jev, který je primárně podmíněn segregací hliníku a dusíku ($k_{Al}^0 = 0,87$, $k_{N}^0 = 0,28$) během pozvolného chladnutí odlitku. Segregace Al resp. N je tedy faktorem řídicím, precipitace AlN důsledkem. K. Stránský [22] studoval u uhlíkové oceli s 0,32%C pomocí spektrální mikroanalýzy rozložení hliníku v oblasti hranic primárních austenitických zrn a uvnitř zrna. Index segregace dosahoval až 1,66. Právě tato informace je důležitá pro úspěšnou výrobu těžkých odlitků. Jelikož obsahy dusíku kolísají u běžných konstrukčních ocelí v poměrně úzkém rozmezí, lze uvažovat spíše o kritických obsazích hliníku v oceli.

Dle Stránského [23] je kritické množství hliníku $Al_{r.k.}$, při jehož překročení se objeví na lomových plochách odlitků lasturový lom dáno nerovností:

$$[\%Al_{r.k.}] \geq \frac{K_{AlN}}{[\%N_c]} \left\{ \frac{1}{[1 - \exp(x^2) \operatorname{erfc}(x)]} + 0,75 \right\} + 1,18[\%N_c] \quad (2.7)$$

Veličina x je bezrozměrný parametr, který vyjadřuje intenzitu precipitace AlN na hranicích primárních zrn. Pro nelegované a nízkolegované oceli lité do pískových forem byl určen přechod od lasturového k bezdefektnímu lomu parametr x ve tvaru:

$$x = 0,0108 \left[(2R) + 0,0222(2R)^2 + 1,25 \right] \quad (2.8)$$

Tento byl ověřen pro tloušťky 2R (odpovídá geometrickému modulu) v rozsahu 1,5-40cm.

S dostačující přesností pro 2R v rozsahu 2-38cm lze však psát:

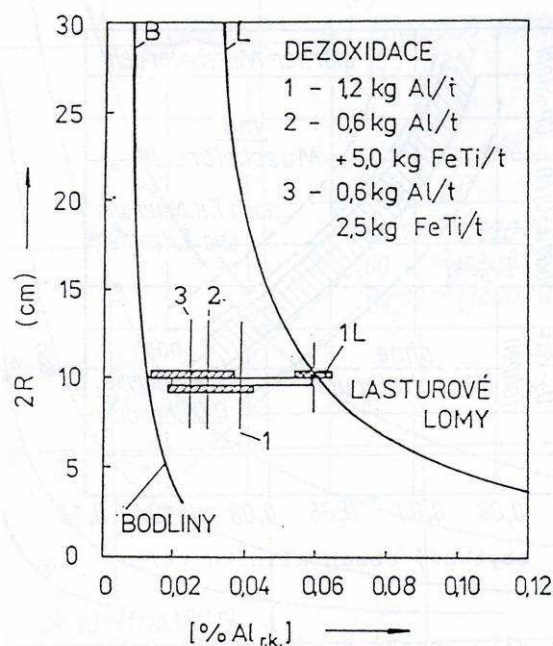
$$[\%Al_{r.k.}] \geq \frac{0,26}{(2R)^{\frac{5}{8}}} \quad (2.9)$$

Parametr R je relativní tloušťka odlitku. Tuto lze stanovit dle rovnice:

$$2R = \frac{P}{O} \quad (2.10)$$

kde v daném průřezu odlitku znamená P plochu průřezu a O obvod stěny odlitku. Z uvedených nerovností plyne, že kritické hodnoty obsahu hliníku klesají s rostoucím obsahem dusíku a s větší tloušťkou stěny odlitku. To znamená, že oceli s vyšším obsahem dusíku a s větší tloušťkou stěny budou, při stejném obsahu zbytkového hliníku, náchylnější ke vzniku lasturového lomu.

Kritická množství hliníku ve vztahu k lasturovým lomům a vzniku bodlin ukazuje obr.2.17.



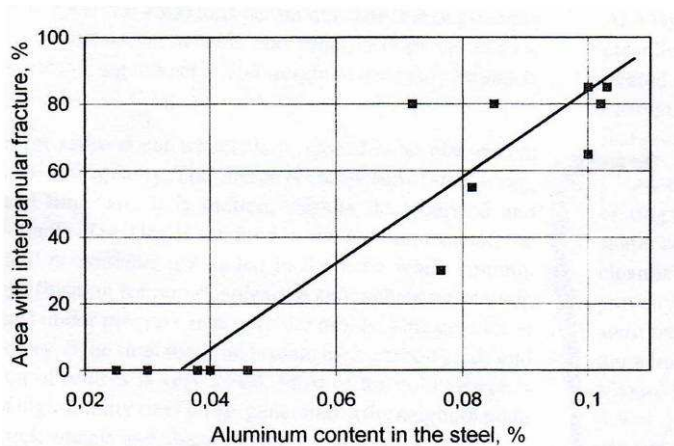
Obr.2.17 Mezní křivky výskytu lasturového lomu a bodlin ve vztahu ke směřodané tloušťce odlitku pro nelegované a nízkolegované oceli s obsahem 0,28% C a 0,010% N_c. [25]

Vlevo od křivky B hrozí dle Bůžka [25] nebezpečí vzniku bodlin, napravo pak od křivky L se objevují lasturové lomy. Z obrázku tedy názorně plyne, že při odlévání tenkostěnných odlitků může být přípustný interval výsledného obsahu hliníku v jednotlivých tavných podstatně větší než u odlitků tlustostěnných, a to bez výskytu bodlin či lasturových lomů.

Matematicky lze vyjádřit minimální množství hliníku, které v závislosti na relativní tloušťce odlitku zabrání vzniku bodlin (křivka B), psát jako:

$$[Al_{r.k.}] > 0,123 \cdot [\% C]^{\frac{3}{2}} \quad (2.11)$$

Správnost nerovností z obr.2.17 potvrzují zkušenosti Bůžka [25] ze slévárny Vítkovice, a.s. (pozn. nyní Vítkovice Heavy Machinery), kde pozorovali lasturové lomy u masivních odlitků i při obsahu 0,030% Al a 0,0060% N, což je ve shodě právě s obr.2.17. Autoři Alves, Finardi [24] uvádějí příklad výskytu lasturových lomů na odlitku hmotnosti 2,5t, bez přídavku Ti a Zr. Maximální přídavek Al, který zaručoval odlitek bez lasturových lomů byl 0,04% (obr.2.18), což odpovídá provozním zkušenostem.



Obr.2.18 Graf popisuje vztah mezi obsahem celkového Al (osa x) v uhlíkové oceli a podílem zrnitého lomu (osa y) [24]

Riziko výskytu lasturových lomů lze snížit např. hlubokým snížením obsahu dusíku nebo použitím legujících prvků, které zjemňují primární austenitické zrno a tvoří s dusíkem nitridy stabilnější než nitrid hliníku. K těmto patří titan, zirkonium, niob, molybden a také síra. K prvkům, které jsou v současnosti používané patří: titan, zirkonium a niob. V praxi českých sléváren oceli byl k prevenci lasturových lomů dříve používán převážně **titan**, jelikož má nižší dezoxidační účinek než hliník. Při kombinované dezoxidaci hliníkem a titanem váže hliník kyslík a titan dusík. Tím se výrazně snižují výsledné rozptyly titanu a hliníku v provozních tavných. Na základě termodynamického výpočtu lze určit poměr titanu a hliníku tak, aby se dusík vázal pouze na titan a kyslík pouze na hliník. Řešením je pak rozmezí poměrů Al a Ti ve tvaru:

$$0,1 < \frac{[\%Ti]}{[\%Al]} < 5,7 \quad (2.12)$$

Vzorec (2.12) má však malou vypovídací schopnost, interval je široký. V praxi se osvědčil dle Zemčíka [27] poměr $[\%Ti]/[\%Al]$ roven přibližně 0,88. Titan působí na zpevnění matrice a zvyšuje sklon ke vzniku trhlin, což je dáno vznikem komplexních sulfidů a karbosulfidů titanu v tepelných uzlech odlitků. Koncentrace titanu se doporučuje nižší než 0,040%, pro těžké odlitky (řádově nad několik t) se však nedoporučuje vyšší obsah titanu než 0,02%. Bůžek [25] uvádí kritickou hodnotu pro těžké odlitky 0,03%. Při vyšším obsahu se mohou objevovat trhliny.

Zirkonium, které má silnější dezoxidační účinek i denitrační účinek než titan, se váže jak na dusík, tak na kyslík. To znamená, že v kombinaci s hliníkem mohou být výsledné rozptyly prvků v provozních tavných větší než při použití titanu. Alves [24] uvádí na základě matematického modelování použití zirkonia jako nejvýhodnějšího při odlévání odlitků do pískových forem, a to následujícím způsobem. Při začátku odpichu bylo přidáváno FeSi, následováno hliníkem a zirkonium bylo přidáváno na konci odpichu. Zirkonium bylo přidáváno v podobě FeSiZr s obsahem Zr 35-40%. U uhlíkových ocelí se obsah dusíku pohyboval kolem 100ppm, u NiCrMo ocelí se obsahy dusíku pohybovaly kolem 130ppm. Autoři [8] shrnují použití zirkonia následovně:

- 1) Nízko a středně uhlíkové oceli: 1,5 kg FeSiZr/t tj na 0,06% Zr, výsledný Zr vyšší než 0,030% a rozpustnost Zr v oceli je menší než 0,020% tj ocel je křehká a má sklon k tvorbě prasklin.

- 2) Středně uhlíkové oceli: bez přídavku Zr
- 3) NiCrMo oceli: 2,0 kg FeSiZr/t

Společná přísada Al a Zr však nezabraňuje dle Bůžka [25] vzniku lasturových lomů zcela spolehlivě.

Doporučuje pro prevenci lasturových lomů například použití KVZ (Ce, La, Pr, Nd...). Tento náhled lze dnes považovat za překonaný. Experimentálně např. Baliktay [29] ověřil pozitivní vliv KVZ v rozmezí 0,02-0,03% na vznik jemných globulárních sulfidických vměstků, ale k omezení výskytu lasturového lomu nedošlo. V práci [30] dále Baliktay zkoumal vliv dezoxidace Al+Zr na sklon ke vzniku prasklin po hranicích austenitického zrna. Zjistil, že přidání Zr mělo částečně pozitivní vliv, ale silné znečištění hranic vměstky na bázi Zr významně snížilo mechanické vlastnosti oceli, především u „masivních“ zkušebních klínů tloušťky 72 mm. Šenberger [31] taktéž ověřil na kostkách o hraně 500mm z uhlíkové oceli, nevhodnost využití jak Al+Zr, tak KVZ k omezení nebo odstranění lasturových lomů u masivních ocelových odlitků.

Možnosti tepelného zpracování, jako opravného prostředku při výskytu lasturového lomu

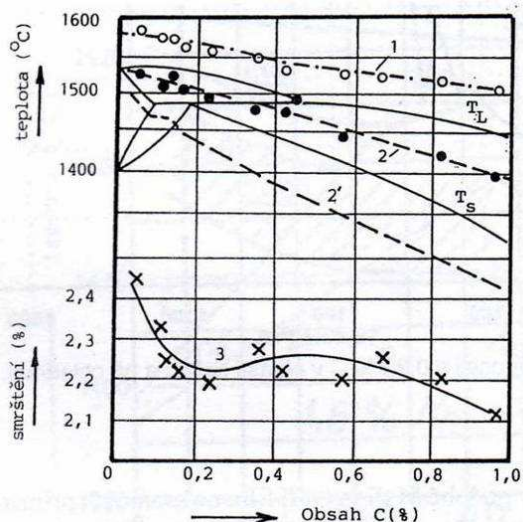
Ve Vítkovicích, a.s. na přelomu let 1992/1993 došlo k výskytu odlitků s výskytem AlN ve struktuře a zároveň odlitky vykazovaly nevyhovující mechanické vlastnosti. Byl aplikován následující tepelný režim: homogenizační žhání při teplotě 1100°C-1150°C s cílem dosáhnout eliminace částecek AlN na hranicích primárních austenitických zrn, následně normalizace při 880°C-920°C s následujícím popouštěním při teplotě 580°C a s ochlazováním v peci. Toto přineslo jednoznačný efekt. Odlitky i s masivními průřezy byly kontrolovány ultrazvukem s výborným výsledkem, rovněž mechanické hodnoty vyhovely příslušným normám [25,26]. Opakování standardního tepelného zpracování k zlepšení mechanických vlastností nevedlo [26]. Autoři Alves, Finardi [24] uvádějí, že pro kompletní rozpuštění precipitátu je nutný ohřev s režimem 1260°C a výdrž 2hod. Při teplotě 1150°C a výdrži 6hod dochází jen k částečnému rozpouštění AlN. Tepelné zpracování však nemůže nahradit zásadní metalurgické postupy při zpracování oceli, které musí zaručit podkritické obsahy hliníku a dusíku tak, aby nevznikaly lasturové lomy.

Nedostatkem výše uvedených prací je, že nepočítají s kolísajícím obsahem dusíku, který je doporučován maximálně do 100-120 ppm u uhlíkových a středně legovaných ocelí.

2.3.4. Trhliny

Problematiku vzniku trhlin v ocelových odlitcích shrnují práce Havlíčka [32] a [33]. Doplnění poznatků z této oblasti přinesly i práce Grozdaniče [35] a [36], Levíčka, Stránského [22]. Rozbor možného vzniku a omezení trhlin je v dalším popsán převážně z metalurgického hlediska. Na vznik trhlin mají vliv především dva faktory - pnutí v materiálu a odolnost materiálu pnutí odolat aniž by vznikla trhlinka. Rozhodující vliv zde hraje tažnost, při dostatečné tažnosti materiálu se pnutí uvolní deformací.

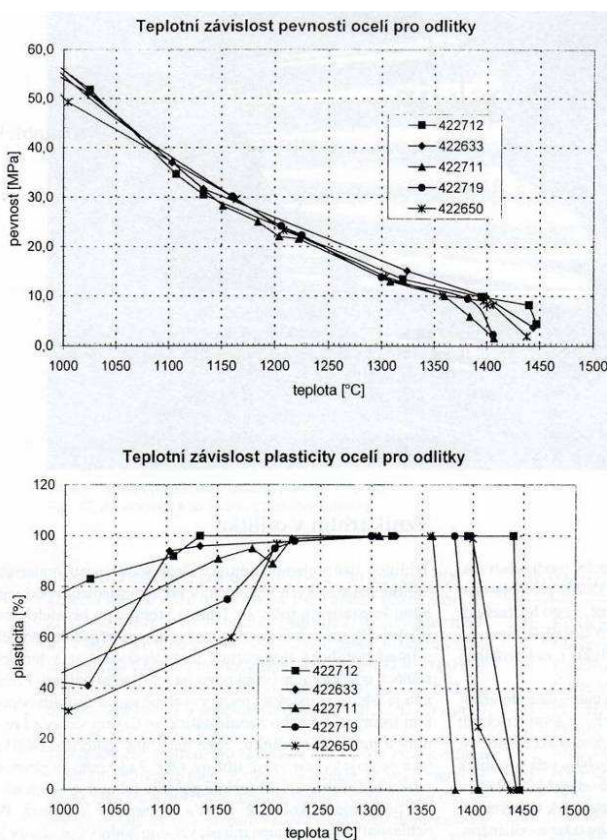
Trhlinkou se označuje vada porušení soudržnosti materiálu odlitku při vysokých teplotách, při jistém gradientu pod teplotou krystalizace (obr.2.19). Za spodní hranici tvorby povrchových trhlin lze považovat křivku 2' (viz. obr.2.19) - cca 100°C pod solidem. Trhlinka probíhá po hranicích zrn, kde má materiál menší pevnost než zrno. Má křivolaký průběh, interkrystalický hrubozrnný lom a zpravidla zoxidovaný povrch od přístupu vzduchu [32,33]. Její průběh je kolmý na směr působícího napětí. Vyskytuje se buď v tenkých stěnách odlitků nebo jako povrchová trhlinka masivních odlitků. Příčinou prvních vad je tahové smršťovací pnutí, které může být vyvolané mechanickým odporem formy a jádra, v případě masivních odlitků může být příčinou vad metalostatický tlak kovu nebo fázová pnutí.



Obr. 2.19 Teplotní interval tvorby povrchových trhlin mezi křivkami 2 (horní mez) a 2' (dolní mez) [32]

Vznikem a modelováním vzniku povrchových trhlin na tenkostěnném odlitku tvaru I s bržděným smršťováním se zabýval Grozdanič [35, 36]. Sledována byla závislost mezi teplotou lití, rychlostí volného smrštění a dobou tuhnutí kokrétního místa v odlitku. Grozdanič [35] vytvořil lineární rovnice popisující výše uvedené závislosti, jejichž platnost je však bohužel omezena jen pro slabostěnné odlitky.

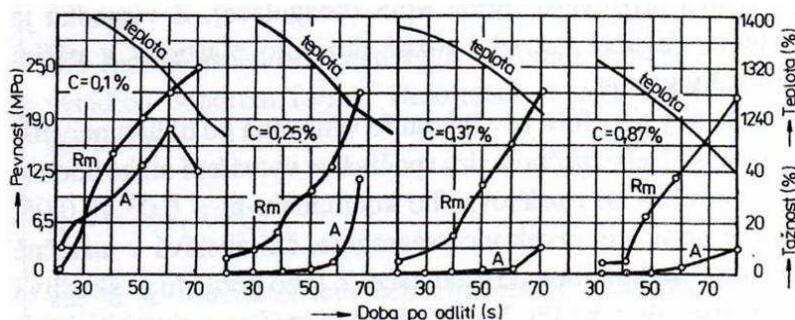
Povrchové trhliny se tvoří již v pásmu tuhnutí a končí v úzkém teplotním intervalu pod solidem. Obr.2.20 ukazuje, že pevnost v tahu běžných ocelí při teplotě těsně pod teplotou solidu je velmi nízká, pohybuje se kolem 2-3MPa a plasticita je nulová. Po ochlazení pevnost stoupá mírně, zatímco vzestup plasticity je náhlý až do 100%.



Obr.2.20 Pevnost a plasticita ocelí v závislosti na teplotě [33]

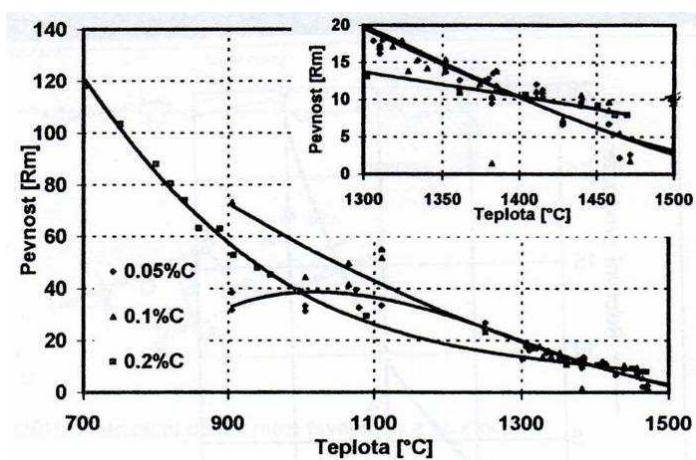
Vliv chemického složení a metalurgických faktorů na pevnost a plastičnost kovu v pásmu tuhnutí

Dominantní vliv na pevnostní vlastnosti u slitin železa má dle Havlíčka [34] i při vysokých teplotách uhlík. Dle experimentálních i praktických zkušeností má největší odolnost proti vzniku trhlin ocel s nižším obsahem uhlíku než je peritektický bod, tzn. do 0,16%, dle obr.2.21 lépe 0,10%. Nicméně k vyšší odolnosti proti trhlinám nestačí pouze vyhovující pevnost v tahu, ale je nutná i dostatečná tažnost kovu. Tažnost klesá se stoupajícím obsahem uhlíku (obr.2.21).



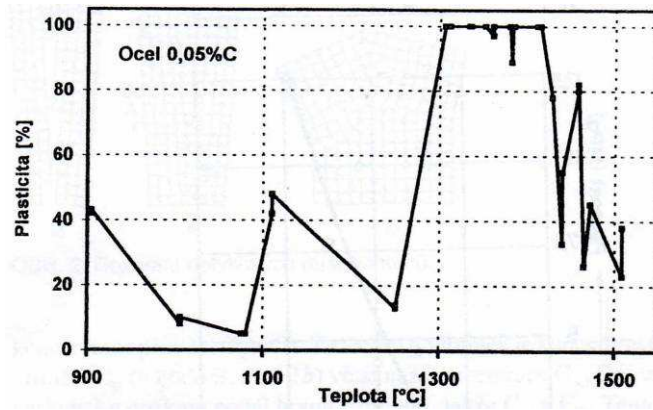
Obr.2.21 Pevnostní a plastické vlastnosti oceli v závislosti na obsahu C a době po odlití. [32]

Vyšší odolnost nízkouhlíkových ocelí proti trhlinám je kromě vysoké pevnosti a tažnosti dána také tím, že tyto oceli dle Havlíčka [32] nemají kritické pásmo tvorby trhlin. V pásmu tuhnutí má ztuhlá vrstvička kolem teploty 1440°C-1480°C pevnost 2-8MPa a roste s poklesem teploty (obr.2.22).

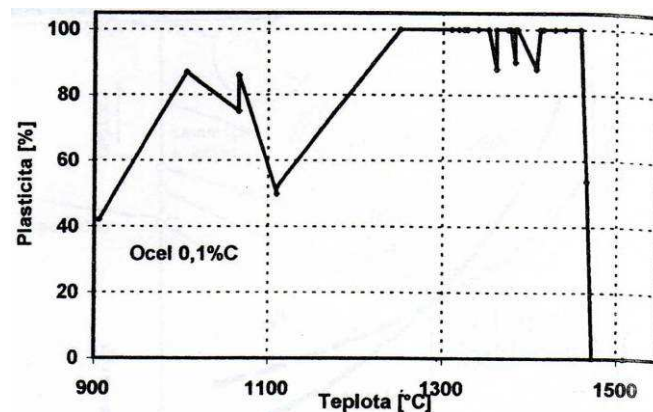


Obr.2.22. Pevnost v tahu v oblasti solidu a při chladnutí ocelí s různým %C [32]

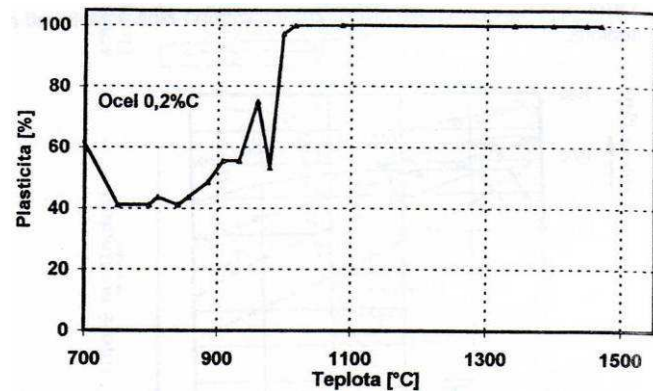
Obrázky 2.23-2.25 dokumentují, že v okamžiku ztuhnutí nemá materiál téměř žádnou plasticitu, takže se porušuje zcela křehce, a to i při malém zatížení (příčný, hrubozrnný lom nastane v celém průřezu vzorku). Ochlazením v úzkém teplotním intervalu dochází k náhlému nárůstu plasticity při malé změně pevnosti-vzniká „zašpičatělý“ plastický lom. Oblast úplné plasticity je ohraničena teplotou, která je závislá na chemickém složení. U oceli s 0,05% C trvá při chladnutí do teploty 1300°C, kde plasticita náhle klesá. U oceli s 0,1% C to je 1250°C, u oceli s 0,2% C až do teploty 1000°C. Tyto teploty je možné označit jako teploty sekundární křehkosti, kde dochází opět ke křehkému porušení. Při dalším chladnutí, přibližně od teplot 800°C do 1100°C, v závislosti na obsahu uhlíku, plasticita oceli opět vzrůstá. Zmíněné vlastnosti se uplatňují při tvorbě gravitačních trhlin v ose těžkých odlitků.



Obr.2.23 Plasticita oceli s 0,05% C v oblasti solidu a při chladnutí. [32]

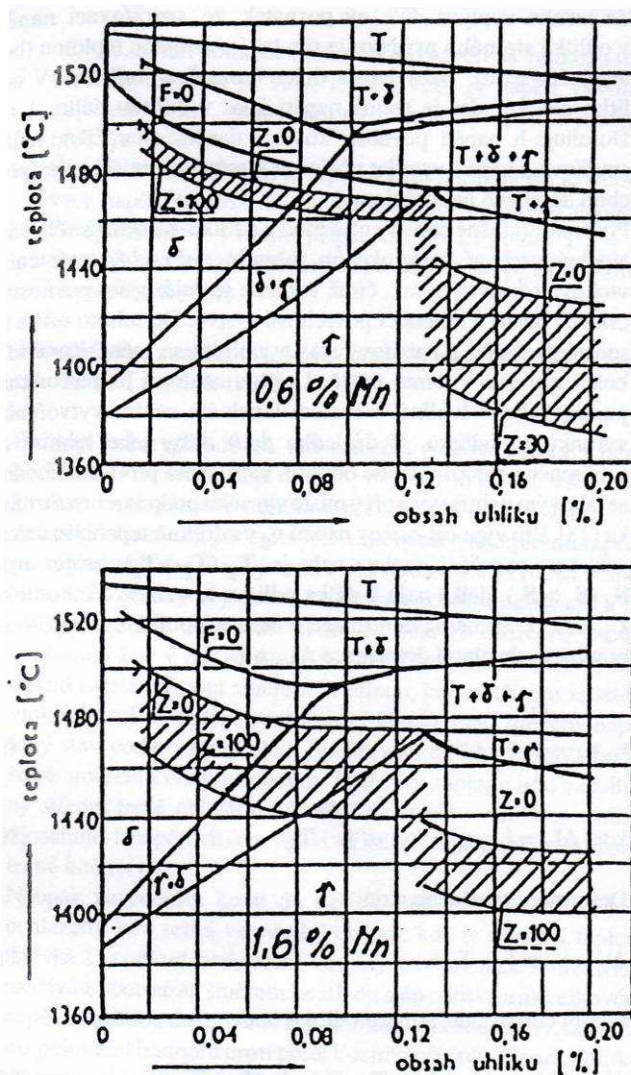


Obr.2.24 Plasticita oceli s 0,1% C v oblasti solidu a při chladnutí. [32]



Obr.2.25 Plasticita oceli s 0,2% C v oblasti solidu a při chladnutí. [32]

Dalším prvkem, kromě C, který se často považuje příznivý proti vniku trhlin je Mn. Na obr.2.26 je možno vidět stavové diagramy dle Schmidtmanna a Plengela s obsahem 0,6 a 1,2% Mn. Lze vyvodit vyšší odolnost proti trhání u nadperitektických ocelí při vyšším obsahu Mn a to zejména při nižším obsahu síry, což souvisí s účinnější dezoxidací a také tím, že vzniká příznivější forma MnS (koagulace). Je patrné, že ocel má také různé procento plasticity v užším teplotním pásmu.



Obr.2.26 Stavový diagram oceli s 0,6% Mn (horní) a 1,2% Mn (spodní).[32]

Vysoká pozornost se v metalurgické praxi i s ohledem na vznik trhlin věnuje obsahům síry a fosforu. Nebezpečnost síry spočívá v nízkém rovnovážném rozdělovacím koeficientu $k_0=0,03-0,05$. Z tohoto pohledu je škodlivá nejen síra, ale také Pb, B a Bi. Prvky se koncentrují v mezidendritických prostorách (síra v podobě MnS vytváří film na hranicích primárních zrn). Síra má významnější vliv než fosfor, jehož $k_0=0,13-0,2$. Pro těžké odlitky se nejen dle zkušeností ŽDAS a.s. předepisuje obsah síry z důvodu omezení trhlin až pod 0,01%. Vyšší obsah P vytváří rovněž podmínky pro vznik trhlin i jejich šíření v odlitku. Vodík a dusík usnadňují jejich nukleaci. Vliv fosforu se dále počítá s dalšími prvky (S, C, Mn, N aj.) a je ve svém vlivu umocňován tloušťkou stěny odlitku. Dále to je stupeň odmíšení fosforu, nepříznivý účinek fosfidového eutektika, ve kterém se často trhlinka iniciuje. Fosfor zvyšuje náchylnost oceli ke křehkému lomu (popouštěcí křehkosti) vyloučením submikroskopických fosfidů. K činitelům závislým na průběhu redukčního údobí a zároveň spolupůsobícím na sklon oceli k trhlinám patří odsíření lázně, úprava chem. složení, teplota a dezoxidace. Proto je nutné pro absenci trhlin zajistit v redukčním údobí nízký obsah síry, kyslíku, optimální odpichovou teplotu a využití modifikace oceli v peci a v pánvi ke zjemnění struktury oceli.

Legující prvky sklon oceli nebo její odolnosti k trhlinám komplikují vlivem na teplotní pole odlitku sníženou tepelnou vodivostí oceli a nejednotným působením na její pevnost za

vysokých teplot. Dle Levíčka [22] se u odlitků z Cr-Ni ocelí objevují trhliny v případě, kdy místní koncentrace Ni, Cr, P a S dosahuje nerovnosti:

$$\frac{[\% Ni]}{[\% Cr]} \cdot ([\% P] + [\% S])^{0,56} > 0,16 \quad (2.13)$$

Tato mezní hodnota odděluje v tepelných uzlech pásmo výskytu trhlín od zdravé části odlitku. (V podmínkách např. nerezavějící oceli COR 13 4, kterou ŽDAS na odlitky používá poměrně často, to např. znamená celkový obsah P+S ve výši 0,035% a více. Ve středu reálného nálitku průměru 1000 mm z materiálu COR 13 4 byla segregace P pouze 0,026% z původních 0,018%, segregace S 0,007% z původních 0,005%).

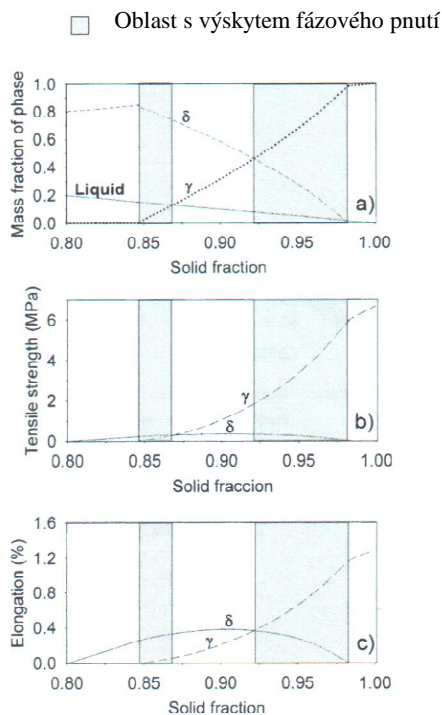
V otázce vlivu teploty lití na tvorbu trhlín je jistá nejednotnost, i když převažuje názor a praxe, že vysoká teplota lití podporuje vznik trhlín, protože se tvoří větší primární zrno. Přijatelný je také názor, že teplejší lití je příznivější pro regenerační schopnosti tekutější oceli na vnější i podpovrchovou trhlinu (její vyplnění taveninou) - toto však platí zvláště u tvarových odlitků s tenčí stěnou. U masivních odlitků je vysoká licí teplota na závadu, neboť podporuje vnější i vnitřní trhliny.

Zvýšení krystalizační pevnosti oceli a tím snížení objemu trhlín je podle praktických zkušeností možno dosáhnout rychlým ochlazením kovu v intervalu krystalizace použitím chladítek. Kromě vyšších hodnot materiálových vlastností, dojde k rychlému nárůstu tloušťky vrstvy při současném poklesu její teploty. Při použití vnějších chladítek je třeba dát pozor na trhliny v místě náhlého přechodu chladítka a pískové formy. Zvýšení krystalizační pevnosti přísadou prvků zvyšujících pevnost je méně účinné, jelikož prvky (jako uhlík) jsou při teplotách vzniku trhlín v tuhém roztoku γ nebo δ a na pevnost mají malý vliv. Výhodnější je použití prvků, které zjemňují zrno tvorbou karbidů nebo nitridů.

Havlíček v [32,33] uvádí i další faktory, které ovlivňují vznik trhlín jako: odpor jádra či formy, způsob zaústění vtokové soustavy, vliv třecích sil mezi formou a odlitkem a odpor sloupce taveniny.

Zajímavý pohled na vznik trhlín uhlíkových ocelí s peritektickou přeměnou přinesl Mondragón a kolektiv [37], kteří ve své práci popsali náchylnost podperitektických ocelí ke vzniku trhlín. Jako příčina vzniku trhlín jsou dle Mandragóna [37] fázová napětí při peritektické transformaci a různé pevnostní i plastické vlastnosti obou koexistujících složek - δ a γ . Zjištěné hodnoty jsou uvedeny na obr.2.27.

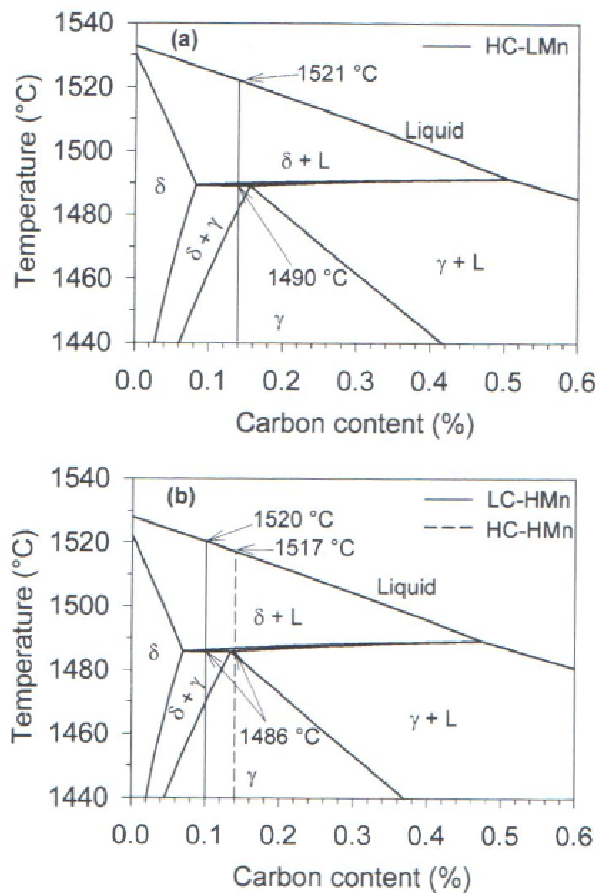
U nadperitektických ocelí probíhá tuhnutí pod teplotou peritektické přeměny tím více, čím vyšší je obsah uhlíku. U peritektických ocelí tuhne největší objem kovu při konstantní teplotě. Měrné teplo fázové přeměny při tuhnutí činí $68 \text{ kWh} \cdot \text{t}^{-1}$, při přeměně $\delta - \gamma$ se uvolní $4,3 \text{ kWh} \cdot \text{t}^{-1}$. Rychlost tuhnutí při fázové přeměně se tedy zpomalí.



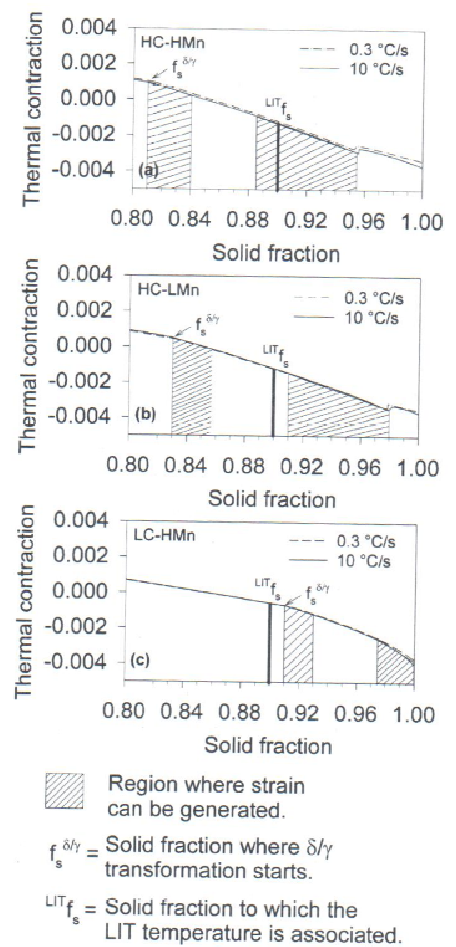
Obr.2.27 Vztah mezi podílem jednotlivých fází, pevností a prodloužením pro peritektickou uhlíkovou ocel (0,14% C, 1,15% Mn, 0,15% Si, 0,15% Cu) [37]

López [38] pokračoval s prakticky stejným kolektivem jako Mondragón v dalším studiu peritektických ocelí, zkoumal oceli s obsahem C 0,1% – 0,14% (LC-HC) a Mn 0,77-1,17% (LMn-HMn). Rovnovážné diagramy zkoumaných ocelí jsou na obr.2.28. Měřením objemových změn při tuhnutí oceli a zkoumáním vznikajících napětí došel k těmto závěrům:

- Náchylnost ocelí s hypo-peritektickým složením (LC-HMn na obr.2.29) k vzniku trhlin je nejvyšší z ověřovaných ocelí. Je způsobena nejen různými mechanickými vlastnostmi koexistujících fází δ a γ , ale také díky nepřítomnosti tekuté fáze schopné regenerovat případné trhlinky způsobené transformačními pnutí. Oblast „Liquid impenetrable temperature“ (LIT), za kterou už tavenina neregeneruje trhliny, je u těchto ocelí před oběma oblastmi s výskytem pnutí spojených s přeměnami.
- Stupeň náchylnosti ocelí s přibližně peritektickým složením (HC-LMn a HMn) k vzniku trhlin je závislá na umístění oblasti LIT, zda přítomné zbytky taveniny budou schopny regenerovat případné trhliny vzniklé v druhé oblasti transformačních pnutí (HC-LMn a HC-HMn obr.2.29)
- Oceli s významně hyper-peritektickým složením nejsou náchylné ke vzniku zkoumaného typu trhlin. To potvrzují i provozní zkušenosti ve slévárně ŽĎAS a.s.



Obr.2. 28 Rovnovážné diagramy zkoumaných ocelí [38]



Obr.2.29 Vztah mezi tepelným smrštěním a množstvím tuhé fáze zkoumaných ocelí (šrafovaně jsou vyznačeny oblasti s výskytem fázového napětí ve struktuře [38])

2.3.5. Praskliny

Prasklina je porucha souvislosti materiálu odlitku v teplotní oblasti převládajících pružných deformací. Projevuje se jako rovné nebo mírně zakřivené a křivolaké prasknutí stěny odlitku. Praskliny mohou vznikat i po úplném vychladnutí odlitku ve formě, během vytloukání po předčasném vyjmutí odlitku z formy, a nebo též v průběhu následujícího tepelného zpracování [2].

Vzhled - povrch praskliny je zpravidla zrnitý a čistý, někdy barevně naběhlý až zřetelně zoxidovaný, podle toho při jaké teplotě a v které fázi výroby odlitku prasklina vznikla, zda během chladnutí odlitku ve formě, při odřezávání nálitků a vtoků kyslíkem, nebo při tepelném zpracování.

Hlavní příčinou vzniku vnitřních trhlin a prasklin podle Otáhala [2] je makroskopické vnitřní pnutí, které se v odlitku vyvíjí působením vnitřních sil v důsledku teplotních rozdílů, a při objemových i dilatačních změnách fázových přeměn ocelí. Účinným opatřením proti vzniku tohoto typu vnitřních poruch souvislosti materiálu je snížení teplotních rozdílů především v oblasti teplot přechodu do pružných deformací a zajištění pozvolných změn teplot v celé fázi výroby, zvláště u odlitků z ocelí s vyšším obsahem uhlíku nebo legujících prvků.

Praskliny se vyskytují v odlitcích tuhé konstrukce s rozdílnou tloušťkou stěn (s omezenou deformační schopností) nebo také v *osové části masivního odlitku jako vnitřní prasklina* – právě tento typ vady je nacházen pod masivními nálitky ocelových odlitků v ŽĐAS a.s. – viz. obr.2.30. Princip vzniku se předpokládá podle bodu 2.3.3, lasturový lom.



Obr.2.30 Příklady vzhledu prasklin v podnálitkových oblastech ocelových odlitků

Možnou variantou vzniku vad typu prasklin pod masivními nálitky je také pnutí při pálení nálitků kyslíko acetylenovým hořákem. Protože se teploty ve středu řezné plochy ve zbytku nálitku po jeho odstranění pohybují kolem 450 až 500°C, lze skutečně hovořit o prasklinách (děj se odehrává převážně v pružné oblasti materiálu). Tyto vady vyvolává tahové dočasné napětí způsobené jednak rychlým ochlazením a smrštěním řezné plochy (především jejího středu, který je teplejší než okraje), jednak sáláním tepla do okolí a odvodem tepla vlastním odlitkem (zvláště když má nízkou teplotu).

Dočasné napětí se sčítá s rostoucím trvalým napětím v nálitku (obě jsou tahová), takže výsledné napětí snadněji překoná pevnost materiálu a vznikne porucha souvislosti [2].

3. Identifikace, studium a metody k odstranění vad masivních ocelových odlitků

3.1. Typické příklady zkoumaných odlitků a vad

3.1.1. Vady v podnálitkových oblastech masivních odlitků mostních spojek

Odlitky mostních spojek o hmotnosti 1650 kg (vzorek DD) a 10660 kg (vzorek A) na obr.3.1 byly vyráběny z oceli NorsokGr420 v agregátech EOP, dezoxidovány Al, chemické složení dle tabulky 3.1 Odlitky jsou nálitkovány z jednoho centrálního nálitku průměr 600-800mm. Vykazovaly v podnálitkových oblastech lineární vady zjištěné EMG zkouškou. Po vyříznutí a vyhodnocení vzorků vad bylo zjištěno mj. silné odmišení prvků s následným vyloučením velkého množství sulfidických vměstků II typu .



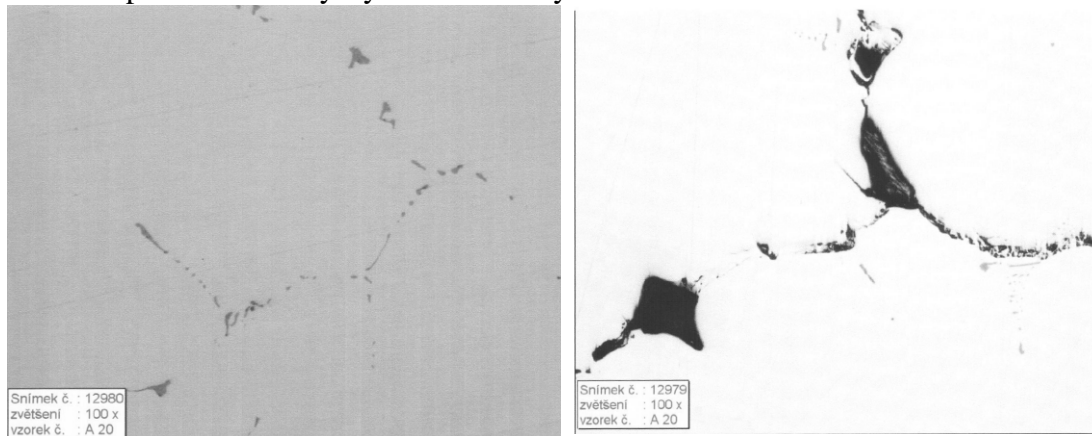
Obr.3.1 Odlitek mostových spojek (typ A)

Analýzy na spektrálním a elektronovém mikroskopu uvedené v tabulce 3.1, ukázaly silné odmišení struktury. Viditelný je především nárůst obsahu S, případně Mn v oblasti vad.

Tab.3.1 Chemické složení v hm.% zjištěné na spektrálním kvantometru

Vzorek č.	%Zr	%Al	%Cr	%Mn	%S	%C	%Ni	%Mo	%P
DD tavbové složení	0,026	0,024	0,2	1,25	0,007	0,11	0,71	0,21	0,009
DD podnálitková vada	0,046	0,08	0,23	1,3	0,008				
DD podnálitková vada el.mikr.	2,52	2,61	0,7	9,39	4,45				
A tavbové složení	0,042	0,018	0,16	1,26	0,009	0,09	0,72	0,22	0,007
A podnálitková vada el.mikr.			0,47	1,12	0,34				

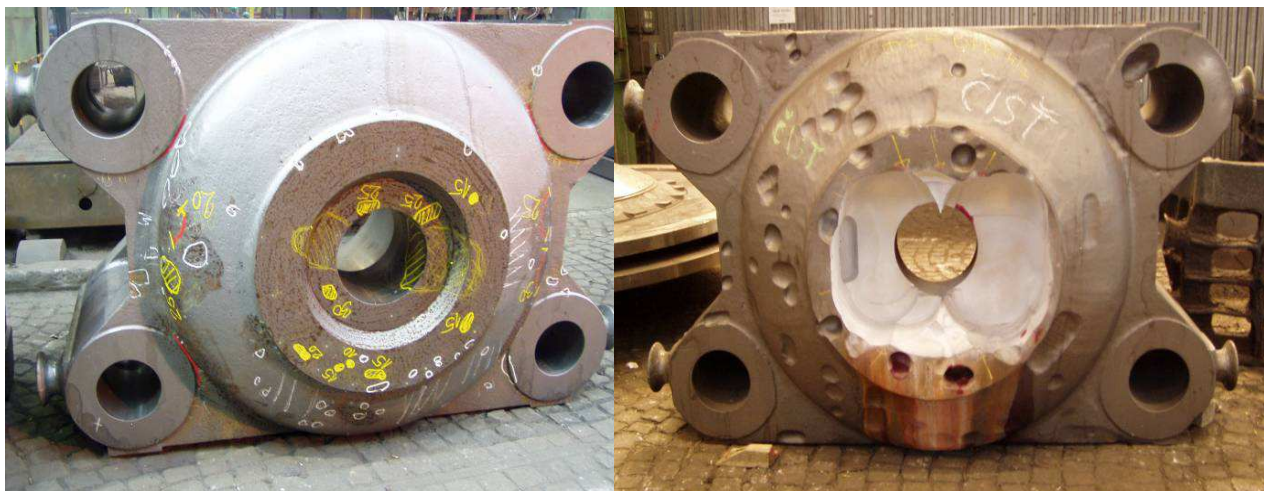
Optickou metalografií byly nalezeny sítě lineárních vad propojující oblasti hranic zrn s vyloučenými sulfidy MnS II. typu (obr.3.2a) a mikroporozitou (obr.3.2b). Místně se na vzorcích po rozlomení vyskytoval lasturový lom.



Obr.3.2a a 3.2b, zvětšeno 100x

3.1.2. Vady v podnálitkových oblastech masivních odlitků tlakového válce

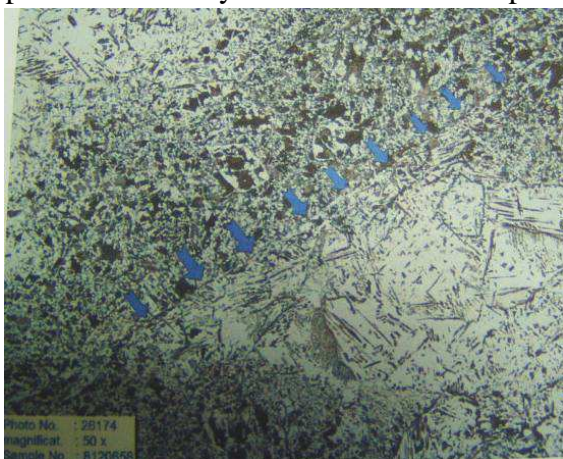
Tlakový válec je masivní součásti zařízení kovacího lisu. Odlitek byl odlit ze 2 taveb z oceli vyráběné v EOP, dezoxidace v pánvi Al+Zr, chemické složení dle tabulky 3.2. Hrubá hmotnost odlitku je 15 tun, nálitkován je z jednoho centrálního nálitku o průměru cca. 1000 mm, a dále čtyřmi slepými nálitky průměru 400mm. Také u tohoto typu odlitku se v podnálitkových oblastech vyskytovaly po opracování vady, tentokrát indikované pomocí UZ i v různých hloubkách stěn odlitku.



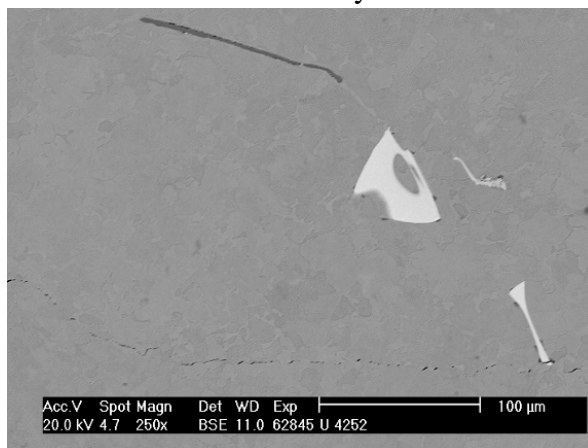
Obr.3.3 Odlitek tlakového válce-vady po UZ **3.4** Odlitek tlakového válce-vady po vyhrubování

Na obrázcích 3.3 a 3.4 je vidět stav odlitku před a po vyhrubování oblastí zasažených neprůchodností UZ, způsobené podle odebraných vzorků vycezeninami typu A.

V rámci metalografického rozboru vad bylo nalezeno velmi hrubé primární zrna (obr.3.5a) o velikosti několik cm, znečištěné sulfidy III typu a oxidy Zr (obr.3.5b). Odmíšení po hranicích primárních zrn bylo identifikovatelné i podle vzhledu sekundární struktury.



Obr.3.5a Hrubé primární zrna (100x)



3.5b Oxidy Zr a sulfidy II. typu

Chemická makro heterogenita ve středu nálitku průměr 1000mm byla taktéž značná (viz tabulka 3.2), téměř u všech sledovaných chemických prvků.

Tab.3.2 Chemické složení v hm.% zjištěné na spektrálním kvantometru

	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cr	%Ni	%Cu	%Mo	%Al	%Zr
Tavbová 1	0,19	1,35	0,39	0,005	0,004	0,19	0,13	0,10	0,05	0,024	0,037
Střed nálitku 0,4m	0,45	1,62	0,53	0,011	0,006	0,22	0,15	0,12	0,06	0,024	0,04
Tavbová 2	0,2	1,4	0,41	0,009	0,002	0,22	0,11	0,08	0,04	0,019	0,026
Střed nálitku 1 m	0,26	1,8	0,57	0,038	0,025	0,28	0,1	0,11	0,07	0,019	0,025

Typické pro podnálitkové oblasti masivních odlitků je nárůst obsahů prakticky všech sledovaných prvků, což koresponduje s tím, že převážná většina příměsí v kapalném železe segreguje do taveniny, jak již bylo uvedeno v bodu 2.2.2.

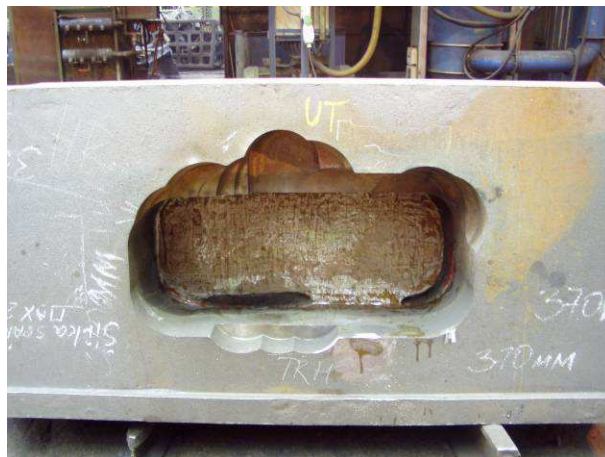
3.1.3. Vady v podnálitkových oblastech masivní traverzy

Traverzy jsou masivní součásti zařízení kovacího lisu. Odlitky byly lity z oceli vyráběné na EOP, dezoxidace v pánvi Al+Zr a mají hrubou hmotnost v rozmezích 15 – 25 tun. Většinou jsou nálitkovány z jednoho centrálního nálitku o průměru více jak 1200 mm. Také u těchto odlitků se v podnálitkových oblastech vyskytovaly po opracování vady, indikované pomocí UZ v různých hloubkách odlitku.

3.1.3.1. Traverza o hmotnosti 8000kg



Obr. 3.6 Odlitek traverzy

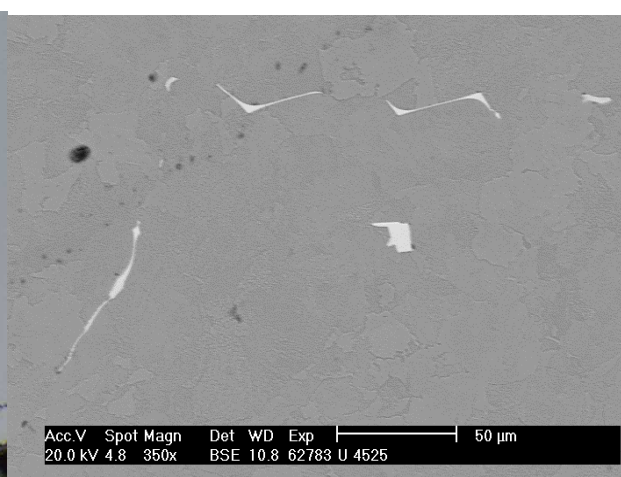


Obr. 3.7 Odlitek traverzy po vyhrubování vady

Na obrázcích 3.6 a 3.7 je vidět stav odlitku před a po odstranění oblastí zasažených neprůchodností UZ. V rámci metalografického rozboru vad byly nalezeny okem viditelné lineární vady (obr.3.8a), hranice zrn znečištěné vměstky na bázi Zr (obr.3.8b), vměstky ALN nebyly pozorovány. Ve vzorcích se také vyskytovaly sulfidické vměstky především III. typu, vyjíměčně IV. typu. Chemická makro heterogenita po průřezu podnálitkové plochy byla značná – viz. tabulka 3.3.



Obr.3.8a Lineární vada (100x)



Obr.3.8b Vměstky na bázi zirkonia

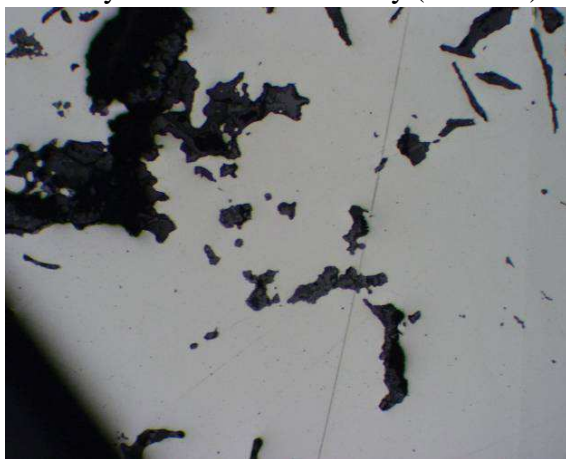
Tab.3.3 Chemické složení v hm.% zjištěné na spektrálním kvantometru

	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cr	%Ni	%Cu	%Mo	%Al	%Zr
Tavbová	0,21	1,35	0,49	0,006	0,007	0,18	0,10	0,10	0,05	0,023	0,03
Podnálitkové	0,34	1,55	0,55	0,013	0,014	0,19	0,11	0,11	0,06	0,024	0,035

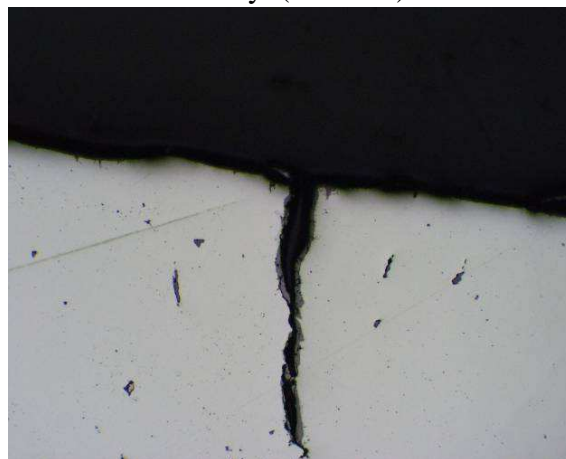
I v tomto případě došlo pod masivním nálitkem k navýšení koncentrace segregujících prvků oproti tavbovému složení, přibližně dvojnásobný je obsah P a S, významně je vyšší i obsah C.

3.1.3.2. Traverza o hmotnosti 22500kg

V rámci metalografického rozboru vad tohoto masivního odlitku byly v podnálitkové oblasti nalezeny okem viditelné řediny (obr.3.9a) a dále četné lineární vady (obr.3.9b).

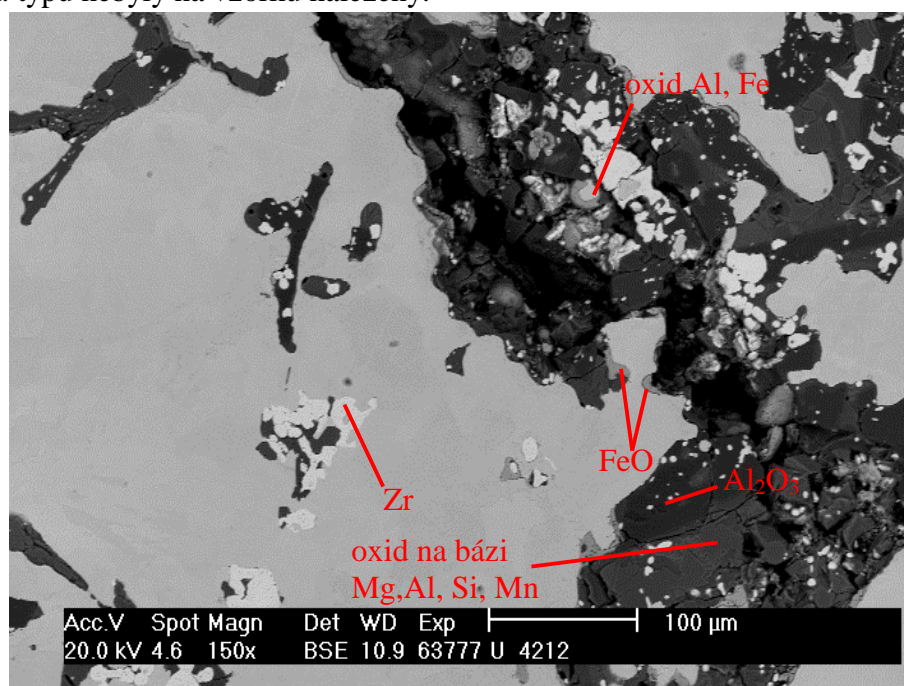


Obr. 3.9a Řediny v odlitku traverzy (100x)



3.9b Lineární vada traverzy (100x)

Čistota vzorku byla z pohledu výskytu vměstků velice špatná. Vzorek obsahoval menší množství ředin a masivní útvary dutin vyplněné nekovovými fázemi. Ve vzorku byly zjištěny hranaté rovnoměrné rozmístěné vměstky na bázi Zr, které obsahovaly minimum kyslíku a žádný dusík. Dále komplexní oxidy na bázi Al, Mg, Si a Mn- viz.obr.3.10. Sulfidy byly ve vzorku rozmístěny stejnoměrně o velikosti do cca 5 μm výjimečně o velikosti až 10 – 20 μm . Vměstky II. typu nebyly na vzorku nalezeny.



Obr.3.10 Produkty převážně reoxidace pod nálitkem traverzy.

Chemický rozbor vzorků odebraných z podnálitkové oblasti je uveden v tabulce 3.4, chemický rozbor taveb pak v tabulce 3.5.

Tab.3.4 Chemické složení v hm.% zjištěné na spektrálním kvantometru

Vzorek	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Zr
A	0,18	1,28	0,49	0,008	0,005	0,24	0,16	0,10	0,04	0,020	0,024
B	0,29	1,34	0,53	0,008	0,004	0,24	0,14	0,10	0,04	0,023	0,015

Tab.3.5 Chemické složení v hm.% zjištěné na spektrálním kvantometru

Tavba	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Zr
272538	0,24	1,30	0,48	0,010	0,005	0,26	0,20	0,09	0,04	0,022	0,033
461845	0,20	1,34	0,50	0,006	0,008	0,21	0,12	0,11	0,04	0,022	0,040
370450	0,21	1,38	0,55	0,007	0,005	0,24	0,08	0,08	0,04	0,022	0,036

I v tomto případě došlo pod masivním nálitkem k navýšení koncentrace segregujících prvků oproti tavbovému složení.

3.1.4. Vady v podnálitkových oblastech masivních odlitků ložisek

Ložiska jsou masivní součásti zařízení válcovacích stolic. Odlitky mají hmotnosti v rozmezích 2 – 15 tun a většinou jsou nálitkovány z jednoho centrálního nálitku o průměru 600- 1000 mm. Ocel je vyráběna na zásaditých EOP, konečná dezoxidace Al nebo Al+Zr.

3.1.4.1. Ložiska o hmotnosti 12500kg

U těchto typů odlitků s chemickým složením dle tab.č.3.6. se v podnálitkových oblastech vyskytovaly po opracování vady, indikované jak pomocí UZ v různých hloubkách (obr.3.11a), tak pomocí EMG (obr.3.11b).

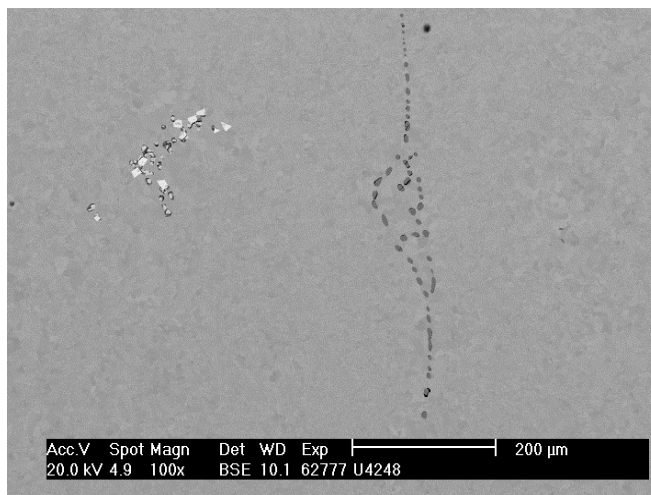


Obr.3.11a Odlitek ložiska po UZ



Obr.3.11b Odlitek ložiska po vydrážkování vad

Na obrázcích je vidět stav odlitku před a po odstranění oblastí s UZ neprůchodností. V rámci metalografického rozboru vad tohoto masivního odlitku byly nalezeny četné mikrořediny propojené lineárními vadami (obr.3.12a) a dále sulfidy II. typu společně s vměstky na bázi Zr (obr.3.12b).



Obr.3.12a Mikrořediny propojené lineár.vadami (100x) **3.12b** Sulfidy II.typu

Chemická makro heterogenita po průřezu byla taktěž značná – viz. tabulka 3.6.

Tab.3.6 Chemické složení v hm.% zjištěné na spektrálním kvantometru

Měření LECO	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cr	%Ni	%Cu	%Mo	%Al	%N
Tavbová	0,2	1,32	0,37	0,006	0,001	0,17	0,14	0,12	0,05	0,016	0,0054
Podnálitkové - povrch	0,21	1,31	0,38	0,006	0,001	0,17	0,14	0,11	0,05	0,014	0,068
Podnálitkové -2/3 průměru	0,34	1,44	0,41	0,007	0,002	0,18	0,15	0,12	0,05	0,014	0,0107
Podnálitkové -střed nálitku	0,46	1,55	0,44	0,009	0,004	0,19	0,16	0,13	0,06	0,014	0,0140

Takto zasažených odlitků bylo větší množství, a výstupem z metalografického zkoumání vzorků vad byl závěr, že se jedná o drobné lineární vady po hranicích primárního zrna, které bylo oslabené vyloučenými vměstkami MnS, Al₂O₃. Významný je také nárůst obsahu C a N. Vyšší obsah C zvyšuje riziko praskání oceli při pálení nálitku kyslíko-acetylenovým hořákem, vyšší N zase riziko lasturového lomu.

3.1.4.2. Ložiska o hmotnosti 2000kg

U těchto typů odlitků s chemickým složením dle tab.3.7 se v podnálitkových oblastech vyskytovaly po opracování vady, indikované jak pomocí UZ v různých hloubkách (obr.3.13), tak pomocí EMG i kapilární zkouškou (obr.3.14).

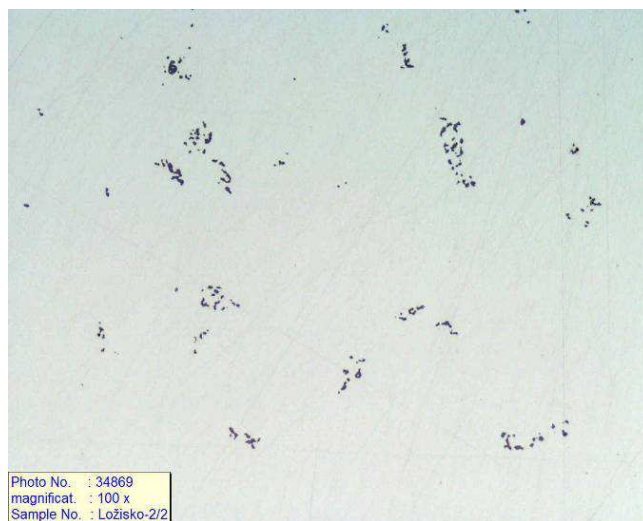


Obr.3.13 Odlitek ložiska po NDT



Obr.3.14 Odliitek ložiska po vydrážkování vad a vzhled defektů při EMG kontrole

V rámci metalografického rozboru vad tohoto odlitku byly nalezeny četné trhlinky jdoucí po hranicích primárního zrna zvýrazněného segregací (obr.3.15a), dále shluky oxidů Zr (obr.3.15b), případně karbonitridy Zr.



Obr.3.15a Trhlinky po hranicích prim. zrna (25x) **3.15b** Shluky oxidů Zr (100x)

V tabulce 3.7 je zobrazeno chemické složení tavbové a z podnálitkové oblasti zkoumaného odlitku. Přestože na optické metalografii vydíme znaky odměšování, z pohledu makroskopie se průměrné chemické složení po průřezu nálitku příliš nemění.

Tab.3.7 Chemické složení v hm.% zjištěné na spektrálním kvantometru

	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cr	%Ni	%Cu	%Mo	%Al	%Zr	%N
Tavbová	0,3	1,47	0,48	0,014	0,012	0,29	0,08	0,11	0,03	0,025	0,024	0,0094
Podnálitkové -povrch	0,31	1,51	0,50	0,015	0,010	0,29	0,09	0,11	0,03	0,029	0,021	

3.1.5. Vady v podnálitkových oblastech masivních odlitků stojanů

Stojany jsou masivní součásti zařízení válcovacích stolic. Odlitky mají hmotnosti v rozmezích 14 – 31 tun a většinou jsou nálitkovány z 2-6ti nálitků o průměrech 600- 1200 mm.

3.1.5.1. Stojan o hmotnosti 14100kg

U těchto typů odlitků (obr.3.16a) s chemickým složením dle tab.3.10 se v podnálitkových oblastech vyskytovaly po apretování vady, indikované pomocí EMG (obr.3.16b). Odlitek byl nálitkován dvěma nálitky průměru 700mm.



Obr.3.16a Odlitek stojanu



3.16b Lineární vady v podnálitkové oblasti stoanu

V rámci optického metalografického rozboru vad odlitku byly nalezeny četné trhlinky (obr.3.17a), případně shluky sulfidů MnS (obr.3.17b).

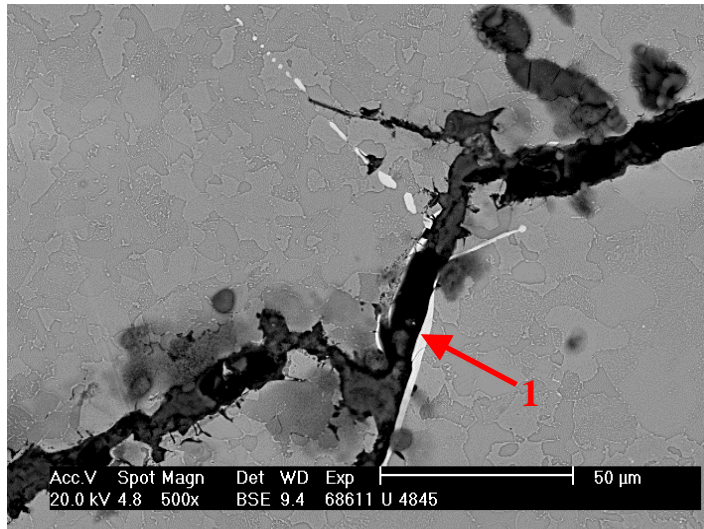


Obr.3.17a Trhlinky v podnálitkové oblasti (100x)



3.17b Sulfidy tamtéž (100x)

Detailním rozbohem elektronovým mikroskopem bylo zjištěno, že šíření trhlín nastává přes vměstky na hranicích zrn (obr.3.18). Jak ukazují výsledky bodové analýzy (tab.3.8), jedná se o deskovité vměstky karbidu niobu. Vysoký podíl Fe v analyzovaném vměstku souvisí s analýzou okolní matrice.

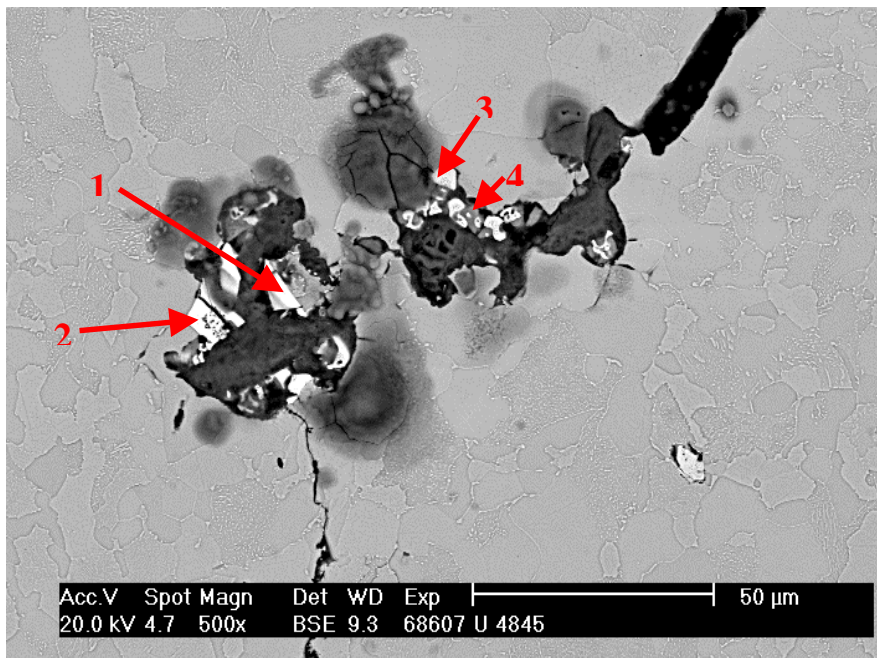


Obr.3.18 Lineární vady a vměstky NbC

Tab.3.8 Složení analyzovaných fází v at. % ve vzorku, analýza REM

Popis analýzy			Prvek					
č. snímku	místo	Poznámka	Zr	Ti	Mn	S	Nb	Fe
68611	1	světlá fáze			1,90		5,12	92,99

K porušení souvislosti ve vzorku docházelo nejen přes výše popsané deskovité částice karbidů Nb, ale byly také nalezeny případy šíření trhlin přes ostrohranné vměstky na bázi Zr. Snímek šíření trhliny přes tento typ vměstků zachycuje obr.3.19. Výsledky bodové analýzy jsou uvedeny v tabulce 3.9.



Obr.3.19 Lineární vady a vměstky na bázi Zr

Jak vyplývá z výsledků analýzy i ze snímku na obr.3.19, jsou uvnitř vměstků na bázi Zr ostrůvky vměstků na bázi MnS s podílem Ca a Mg. Zirkonium je ve vměstcích vyloučeno jako nitrid (místo 1 a) nebo jako oxid (místo 3)

Tab.3.9 Složení analyzovaných fází ve vzorku stojanu v at.%, analýza REM

Popis analýzy			Prvek							
č. snímku	místo	poznámka	O	Zr	Ti	Mn	Mg	S	Ca	Fe
68607	1	světlá fáze		86,26	5,11					5,63
68607	2	světlá fáze		44,36	2,03	17,68	3,31	26,46	2,62	3,53
68607	3	světlá fáze	57,41	35,08		0,81	2,43		1,28	2,98
68607	4*	tmavá fáze		3,56		14,71	1,45	21,00	3,77	0,97

V tabulce 3.10 je zobrazeno chemické složení tavbové a z podnálitkové oblasti zkoumaného odlitku. Rozdíl chemického složení je relativně malý (C,Mn) kromě N, kde je nárůst ve středové oblasti nálitku téměř o 100% oproti tavbovému chemickému rozboru.

Tab.3.10 Chemické složení v hm.% zjištěné na spektrálním kvantometru

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al
Tavbové	0,2	1,35	0,5	0,01	0,009	0,21	0,1	0,11	0,03	0,02	0,031
Místo vady	0,24	1,38	0,51	0,012	0,008	0,15	0,11	0,10	0,03	0,03	0,022
Zr	Nb	Ti	Sn	As	Sb		N ₂	H			
0,035	0,045						0,0058	4,3			
0,017	0,050	<0,01	0,011	0,007	<0,003		0,0111				

3.1.5.2. Stojan o hmotnosti 31100kg

U tohoto odlitku s chemickým složením dle tab.3.12 se v podnálitkových oblastech vyskytovaly po ohrubování vady, indikované pomocí UZ a zprvu definované jako staženiny (obr.3.20a). Protože se nedařilo drážkováním a broušením vady ukončit, byl odebrán vzorek k rozboru a vady byly vyfrézovány (obr.3.20b). Velikost nálitků odlitku je až 1200mm.



Obr.3.20a Odlitek stojanu po NDT



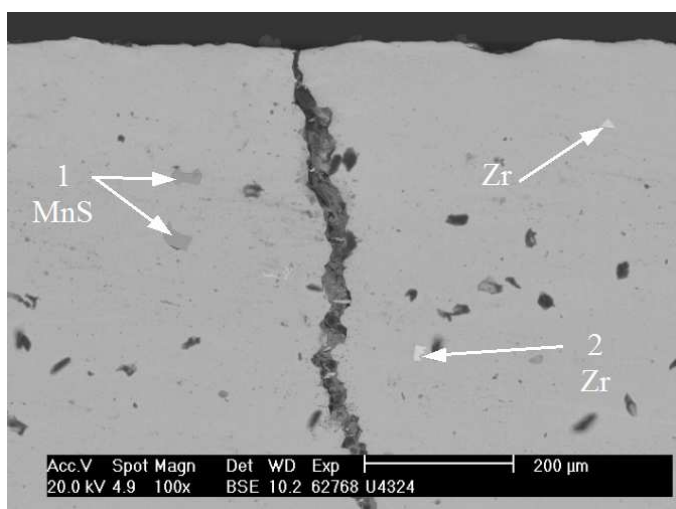
3.20b Vyhrubované vady stojanu

Ve vzorku se nacházely okem viditelné lineární vady, viz obr.3.21.

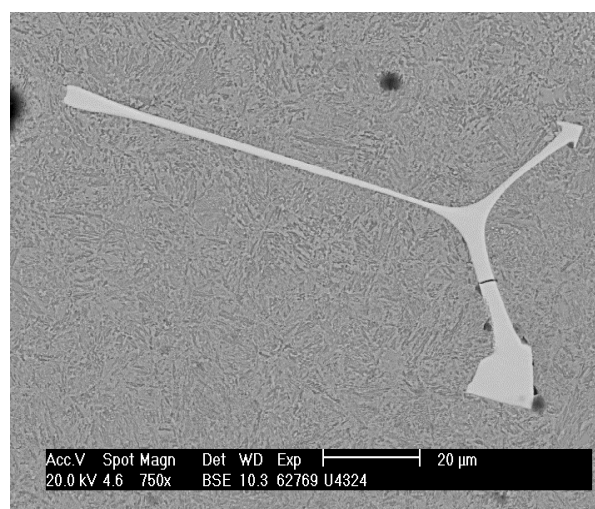


Obr.3.21 Lineární vady v podnálitkové oblasti stojanu (100x)

V okolí trhliny se nacházejí vměstky MnS (obr.3.22a). Jedná se o vměstky III. typu, jejichž velikost se pohybuje od 20 μ m do 40 μ m, a v některých případech mají podlouhlý tvar o velikosti až 120 μ m. Dále se v okolí trhliny nacházejí Zr vměstky. Zr vměstků je ve struktuře poměrně hodně. Tyto vměstky neobsahují kyslík a jejich velikost je 20 – 60 μ m. Struktura obsahuje i dlouhé protáhlé vměstky na bázi Zr o velikosti cca 100 μ m, což je zobrazeno na obr.3.22b, chemické složení vměstku je uvedeno v tabulce 3.11.



Obr.3.22a Lineární vada s vměstky



3.22b Protáhlý vměstek na bázi Zr

Tab.3.11 Složení analyzovaných fází v at. %, analýza REM

Popis analýzy			Prvek				
č. snímku	místo	poznámka	S	Mn	Zr	Ti	Fe
62768	1	MnS	50,34	49,66			
62768	2	Zr			93,40	2,82	3,78

V tabulce 3.12 je uvedeno chemické složení tavbové a z podnálitkové oblasti zkoumaného odlitku.

Tab.3.12 Chemické složení v hm.% zjištěné na spektrálním kvantometru

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Zr
Tavbová	0,19	1,45	0,47	0,01	0,008	0,17	0,07	0,09	0,02	0,016	0,027
Pod nálitkem	0,38	1,63	0,47	0,025	0,020	0,25	0,09	0,10	0,03	0,016	0,020

Je zde patrné silné odmišení C, Mn, Cr, P a S v podnálitkové oblasti, které mohlo způsobit společně s vyloučenými deskovitými vměstkami na bázi Zr zkřehnutí struktury. Takto oslabená matrice pak nemusela odolat buď transformačním pnutím při chladnutí, nebo pnutím při pálení nálitků.

3.1.6. Shrnutí

Z výsledků provozních zkoušek vyplynuly následující závěry. Lineární vady pod masivními nálitky odlitků z uhlíkových ocelí doprovází často:

- velmi hrubé primární zrna doprovázené mikroporozitou, oslabený základní materiál
- výskyt sulfidů MnS II. a III. typu po hranicích primárního zrna
- značný výskyt vměstků na bázi Zr (oxidy, nitridy, karbonitridy, Zr) především po hranicích primárního zrna
- segregace prvků daná dlouhou dobou tuhnutí a chladnutí
- občasný výskyt klasického lasturového lomu (AIN)

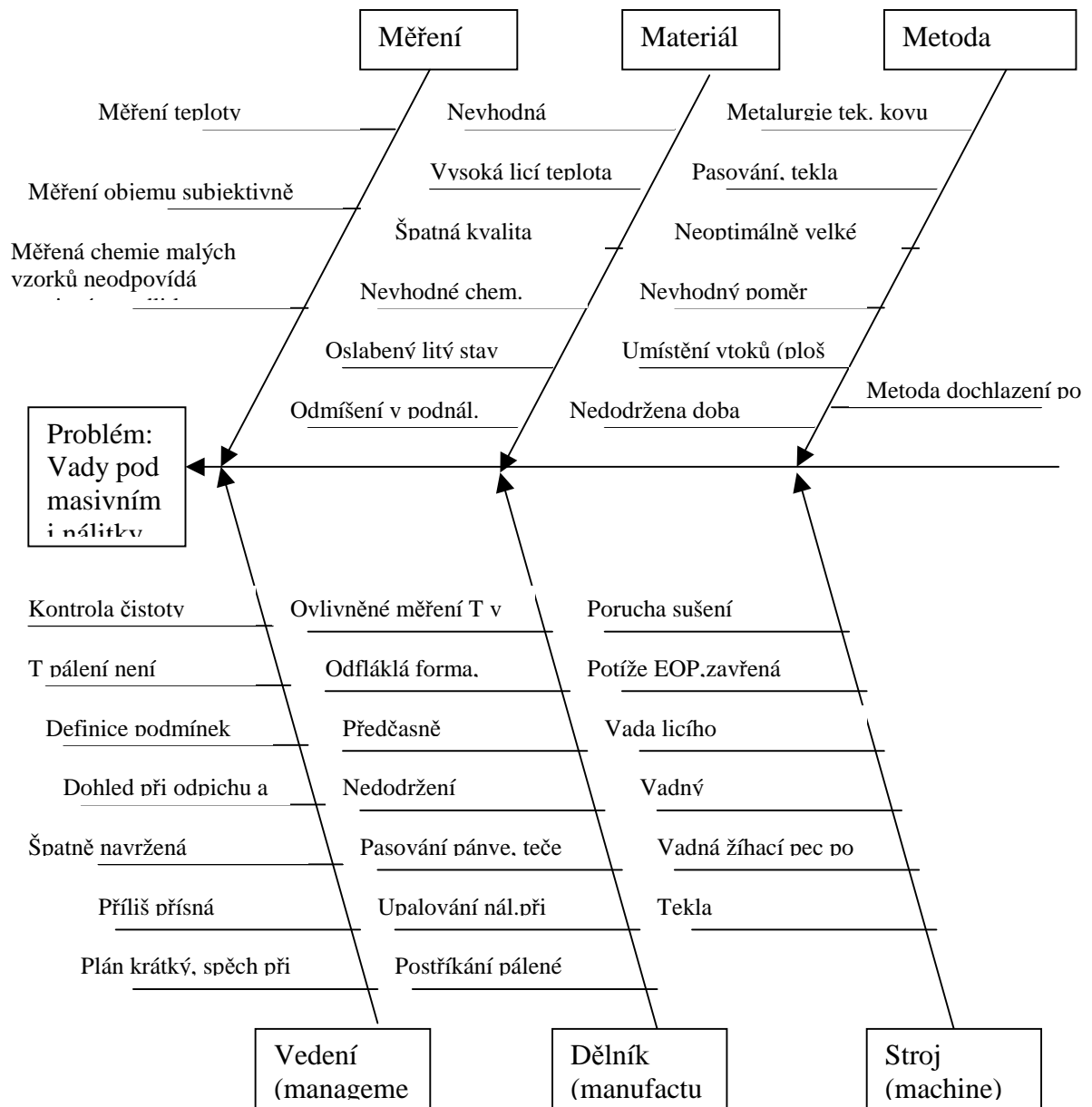
U masivních nálitků nelze příliš zkrátit dobu tuhnutí (danou modulem) a nelze obejít přírodní zákony segregace prvků před krystalizační frontou při pomalém tuhnutí. Následující experiment by se měl tedy zaměřit na opodstatněnost dezoxidace Al + Zr (častý výskyt vměstků na bázi Zr) a ověřit možnosti snížení obsahu S (častý výskyt MnS II typu).

3.2. Využití nástrojů kvality ke snižování objemů vad

Udržet trvale vysokou úroveň kvality výroby vyžaduje soustavné zlepšování a analýzu procesů. To je důvod vzniku 7-mi nástrojů kvality, které mají managementu pomáhat stabilizovat procesy a zvyšovat úroveň kvality. Základními nástroji pro zlepšování kvality firmy jsou mimo jiné:

- Sběr dat a třídění informací
- Grafy – vývojové diagramy
- Histogramy – rozdělení četností
- Paretova analýza včetně SWOT analýzy
- Ishikavův diagram
- Regulační a korelační analýza

3.2.1. Praktické využití diagramu příčin a následků (6M) pro vady pod masivními nálitky



Obr.3.23 Ishikawův diagram „Rybí kost“

Na výše uvedeném obr.3.23 je uveden tzv. Ishikawův diagram. Jeho účelem je stanovení nejpravděpodobnější příčiny problému, který řešíme. Tento nástroj jakosti je obvykle používán v týmu, kdy pomocí brainstormingu jsou generovány všechny možné, i málo pravděpodobné, příčiny problému, který řešíme.

3.2.2. Praktické využití analýzy možných vad a následků (FMEA) pro vady pod masivními nálitky

Byl využit formulář pro analýzu FMEA a nejpravděpodobnější příčiny vad mají nejvyšší bodové ohodnocení ve sloupci „ČPR“. Vyplnění formulář je na následující straně.

Položka/funkce	Možné typy nedostatku	Možný následek nedostatku	Závažnost	Příčina	Přítomnost	Současná kontrola návrhu	Zjištění	Číslo	Doporučená opatření	Odpovědnost a termín pro splnění úkolu	Výsledky opatření			
											Učiněná opatření	Nová OVC	Nová I	Nová OPR
Příprava výroby	Špatně určená teplota lití - Zbytečně vysoká.	Větší tekutost a zabíhavost. Zvýšená eroze formy, hrubé primární zrno, lasturový lom.	6	Chyba technologie	5		4	120	Realizovat školení technologií, ověřit správnost používání grafu	MME, 4/2010				
	Nevhodně navržený náledek (velikost a poměr H/D)	Vznik mikro a makro sláženin pod nálečkem	8	Chyba technologie	4		2	64						
	Chybně navržená formovací směs.	Nedostatečná pevnost formovací směsi, nízká ochlazovací schopnost	2	Chyba technologie	2		1	4						
	Chybně navržená vtoková soustava - nedostatečně dimenzované průřezy	Zvýšená eroze ve vtokové soustavě - nedostatečně fungující náličky-mikroporézita.	4	Chyba technologie	4		2	32	Realizovat školení technologií	MME, 4/2010				
	Chybně navržený obsah dezoxidčních přísad	Výskyt lasturového lomu, nevyhazující mechanické hodnoty	8	Chyba technologie	5		4							
	Chybně spočítané zatížení formy (šablony, skládačky z jader)-velká zátěž	Rozdrčení jader, promáčknutí form směsí - povrchové vady, písek v odlitku.	1	Chyba technologie	4		1	4						
Material formy	Nesprávné mech. hodnoty litní směsi	Nízká pevnost formy, porušení celistvosti formy při manipulaci nebo odlévání, písek v odlitku.	1	Chyba mísiče formovací směsi.	2		1	2						
	Prošlá doba životnosti formovací směsi.	Nízká pevnost formy, porušení celistvosti formy při manipulaci nebo odlévání, písek v odlitku.	2	Nedodržení doby zpracovatelnosti formovací směsi formfém.	4		1	8						
	Poskožené, popraskané lití trubky a tvarovky.	Možnost porušení těsnosti a celistvosti vtokové soustavy event. formy.	2	Vadný materiál od výrobce nebo poškození během transportu - nedostatečně provedená vstupní kontrola.	2	Die KP by se měla provádět vizuální a namátková kontrola každé palety.	3	12						
Formování	Nedostatečně upěchovaná formovací směs u stěn odlitku a v okolí vtokové soustavy.	Nízká pevnost formy, písek v odlitku	1	Nekvalitní práce formáře, nedostatečná zkušenosť	4	Vizuální kontrola zapěchování povrchu formy - ranní prověrka.	2	8						
	Nedodržení předepsané velikosti vtokové soustavy - vtoky jsou menší.	Zvýšená eroze ve vtokové soustavě, delší plnění - studený kov.	3	Nekvalitní práce formáře, nedostatečná zkušenosť	3	Vizuální kontrola přístupné části vtokové soustavy při výrobě formy - ranní prověrka.	1	9						
	Nedodržení předepsaného tvaru a typu vtokové soustavy.	Nestejněměrné plnění formy a rozdílné namáhání jednotlivých částí vtok. soustavy.	3	Nekvalitní práce formáře, nedostatečná zkušenosť	3	Vizuální kontrola přístupné části vtokové soustavy při výrobě formy - ranní prověrka.	1	9						
Tavení	Nadměrná zátěž na formovacím rámu.	Rozdrčení jader, promáčknutí form směsí - porušení celistvosti vtok. soustav a formy, písek v odlitku.	1	Nekvalitní práce formáře, nedostatečná zkušenosť	3		1	3						
	Zvýšený obsah síry v tavenině	Sulfidické vměšky v podnáličkové oblasti, vycezeniny v masivním náličku	8	Nedostatečná zkušenosť taviče, špatné vsázkové suroviny	4	Pravidelná školení tavičů	3	96	Zvýšit vstupní kontrolu šrotu.	MOI, 3/2010				
	Zvýšený obsah dezoxidčních přísad oproti požadavku	Lasturový lom v podnáličkové oblasti, potíže s mechanickými hodnotami, vměšky	9	Nedostatečná zkušenosť taviče	6	Pravidelná školení tavičů	3	162						
Odlévání	Nedodržena - překročena teplota lití.	Větší tekutost a zabíhavost. Zvýšená eroze formy. Hrubší primární zrno, větší vycezeniny.	7	Nedodržena objednaná teplota tek. kovu z ocelárny	6	Licí kontrola	2	84						
	Zasypání náličky exozásypem dřeva, než je naplňen náledek kovem	Vznik vměstků v podnáličkové oblasti, zvýšení obsahu C a Al v podnáličkové oblasti	6	Nekvalitní práce určeného pracovníka, nedostatečná zkušenosť.	5		2	60	Školení pomocných dělníků	MME, 2x ročně				
	Nazapálený plyn při odlévání formy.	Možnost náhlého vzplanutí netrosměných plynů a porušení celistvosti formy.	1	Nepřítomnost pracovníka při odlévání	3		1	3						
Upalování náličky	Pálení s nedostatečným předehřevem odlitku	Vznik lineárních vad a vysokého prnutí na pálené ploše	8	Nedodržení předepsaného postupu prnutí na pálené ploše	5		2	80	Denní kontroly mistrem OVC	OVC, denně				
	Po upálení nedochlazeno, nebo dokonce posušeno onylnou vodou na chlazení prostoru páličky, pracoviště	Vznik lineárních vad na pálené ploše	9	Nedodržení předepsaného postupu, nezapovědné chování dělníka...	3		5	135	Denní kontroly mistrem OVC, pravidelná školení paiců	OVC, denně				
Defektoskopie	Příliš přísné hodnocení vad	Velký objem vad, potíže se schvalováním oprav, vícenásledky na opravě svarování	2	Nedostatečná znalost daných norem	5	Pravidelná školení defektoskopů	3	30						

Vyplněný formulář FMEA pro vady pod masivními náličky

Princip metody FMEA je založen na kvantifikaci častosti poruch, jejich závažnosti a snadnosti jejich detekce. Metoda je také popsána v ČSN IEC 812.

a) Nejprve je potřeba najít možné poruchy a:

- Určit následky těchto poruch a tyto ohodnotit podle závažnosti
- Určit příčiny těchto poruch a tyto ohodnotit podle častosti výskytu
- Určit kontrolní mechanismy, jak těmto poruchám zabránit a toto ohodnotit podle pravděpodobnosti úspěchu těchto mechanismů zabránit určeným poruchám.

b) Z těchto tří parametrů se pak pronásobením vypočítá tzv. koeficient rizika, jenž nám po seřazení určí ty poruchy, na které je potřeba se zaměřit.

c) Následně se pro stanovené poruchy stanoví způsob, jak jim předejít a celá analýza se může znovu spustit – tentokrát k ohodnocení efektivity stanovených opatření zabránit poruše a nalezení nových rizikových poruch.

V našem případě byly identifikovány jako nejzávažnější nedostatky zvýšený obsah dezoxidovadel, dochlazování pálených ploch náliťků, špatně zvolená (vysoká) teplota lití.

3.3. Využití simulačních software k predikci vad

Simulační software nám umožňuje sledovat v odlitku průběh chladnutí a tuhnutí na základě vstoupených termodynamických charakteristik jednotlivých materiálů zúčastněných v průběhu simulace. Kromě „klasického“ sledování vad typu staženina, makroporozita, mikroporozita, umožňuje také sledovat teplotní gradient „Grad“ [°C/mm] a teplotní spád „COOLRATE“ [°C/s] v jednotlivých místech odlitku při chladnutí. Tato kritéria umožňují sledovat mj. i riziko vzniku vycezenin – definice výpočtu viz. rovnice níže.

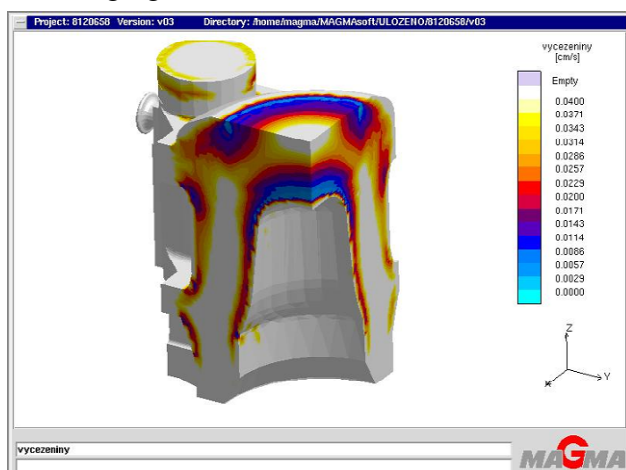
$$\text{Vycezeniny} = \text{Grad}^{-1} \cdot \text{COOLRATE} \left[\frac{\text{mm}}{\text{s}} \right] \quad (3.1)$$

$$A - \text{segregace} = (\text{Grad}^{-1} \cdot 60 \cdot \text{COOLRATE})^{1,1} \cdot 60 \cdot \text{COOLRATE} \left[\frac{\text{mm}^{\circ}\text{C}}{\text{s}^2} \right] \quad (3.2)$$

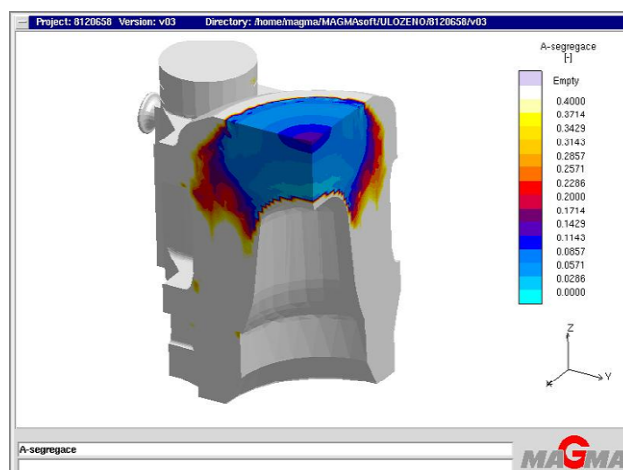
Právě tato kritéria byla použita pro vyhodnocování vad v masivních odlitcích popisovaných v kapitole 3.1. Dále uvádím konkrétní výsledky simulací odlitků s podnáliťkovými vadami

3.3.1. Simulace odměšování na odlitku tlakového válce

Na obrázcích 3.24 a 3.25 je uveden výsledek simulace jak kritéria „vycezeniny“, tak „A-segregace“



Obr.3.24 „vycezeniny“



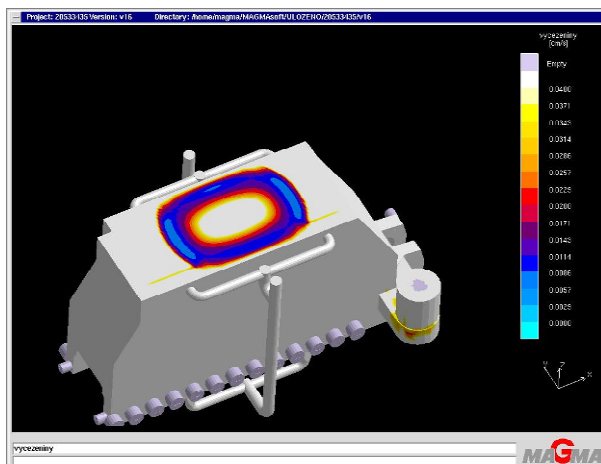
Obr.3.25 „A-segregace“

Porovnáním s obrázky vad po NDT v kapitole 3.1.2. plyne, že z obou poněkud vizuálně rozdílných výsledků simulace lze reálně nalezené vady dosledovat u obou výsledků simulací. Vezmeme-li v potaz, že nejhorší vady jsou odstraněny hrubováním středového otvoru a

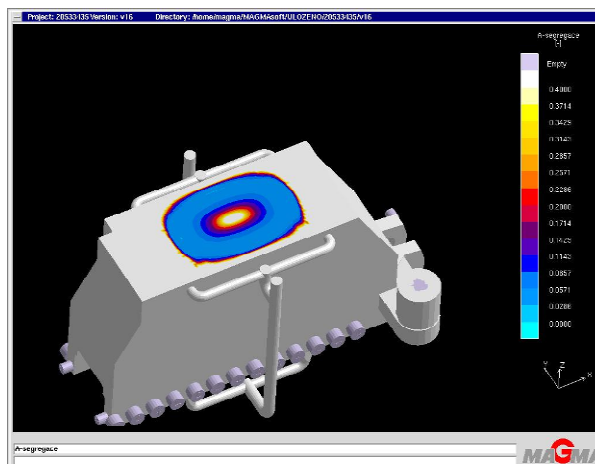
odstraněním dosazovací kapsy v hlavním válci tělesa, jako vhodnější se jeví kritérium s pracovním názvem „A-segregace“.

3.3.2. Simulace odměšování na odlitku traverzy

Na obrázcích 3.26 a 3.27 je uveden výsledek simulace jak kritéria „vycezeniny“, tak „A-segregace“



Obr.3.26 „vycezeniny“

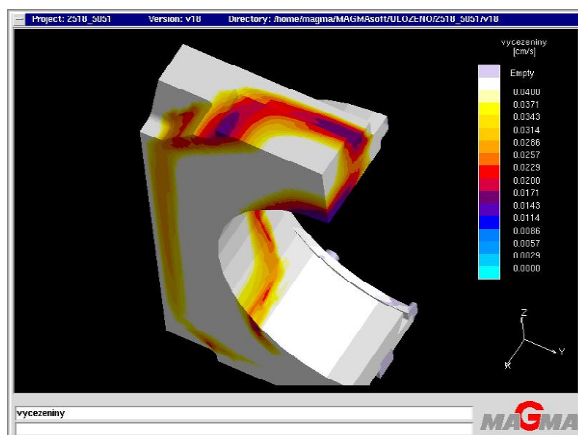


Obr.3.27 „A-segregace“

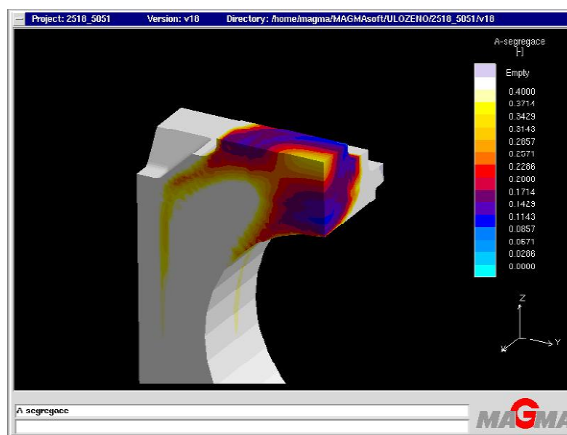
Porovnáním obrázku vady po NDT v kapitole 3.1.3. s obrázkem simulace lze reálně nalezené vady dosledovat u obou výsledků simulací, jako vhodnější se však jeví kritérium s pracovním názvem „A-segregace“.

3.3.3. Simulace odměšování na odlitku ložiska

Na obrázcích 3.28 a 3.29 je uveden výsledek simulace jak kritéria „vycezeniny“, tak „A-segregace“



Obr.3.28 „vycezeniny“



Obr.3.29 „A-segregace“

Porovnáním s obrázkem vad po NDT a s obrázkem v kapitole 3.1.4. plyne, že z obou poněkud vizuálně rozdílných výsledků simulace lze reálně nalezené vady dosledovat u obou výsledků simulací. Jako vhodnější se však jeví kritérium s pracovním názvem „A-segregace“

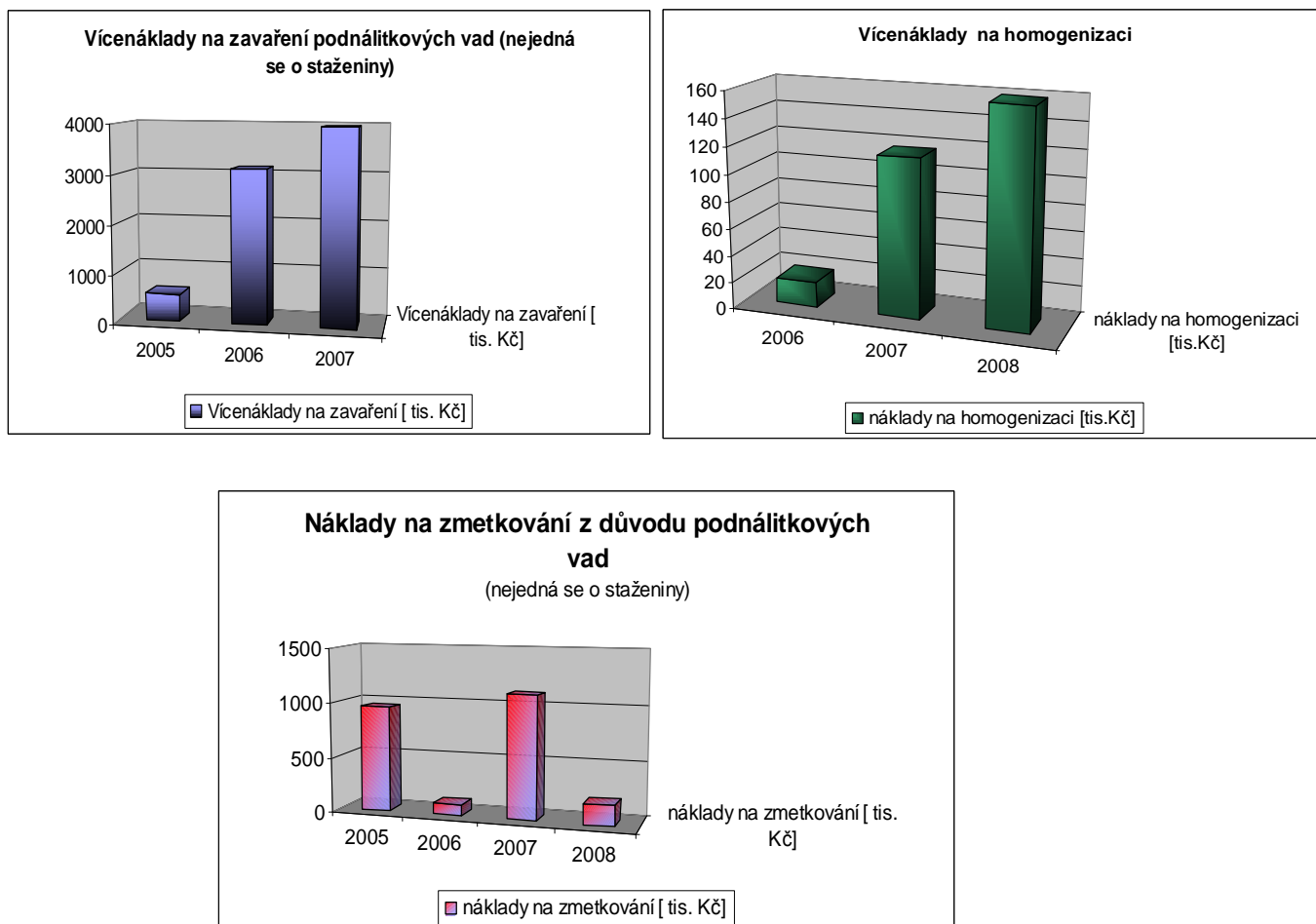
Zhodnocení významu simulace vycezenin

Pro popsání kritéria – především kritérium s názvem „A-segregace“ lze konstatovat, že jsou použitelná na predikci vad masivních ocelových odlitků způsobených segregacími pochody při chladnutí a tuhnutí. Na základě těchto poznatků lze doporučit využití simulačního software také k predikci výskytu vad pod nality masivních ocelových odlitků.

4. Předpokládané přínosy a cíl dizertační práce

V podnátíkových oblastech masivních odlitků se často nachází celá řada vad (trhliny, vměstky, hrubozrnná struktura), které značně ovlivňují výsledné mechanické vlastnosti oceli a významně zvyšují výrobní náklady. Vady v podnátíkových oblastech masivních ocelových odlitků jsou příčinou víceprací na čistírňě, vícenákladů na opakované tepelné zpracování, nebo dokonce nákladů spojených s neshodnou výrobou.

V předchozích letech byly tyto ztráty vyčísleny podle grafů na obrázku 4.1.



Obr.4.1 Vícenáklady spojené s výskytem vad v podnátíkové oblasti

Celkové více náklady ve sledovaném období 2005-2008 způsobené vadami masivních odlitků v podnátíkových oblastech (mimo klasických staženin) jsou vysoké. Na snížení výše uvedených ztrát je zaměřen i projekt FR-TI1/070. Úspory dosažené na základě předložené práce budou hodnoceny současně s hodnocením přínosu projektu.

Cíl dizertační práce:

Vysvětlit souvislost mezi výskytem porušení souvislosti masivních ocelových odlitků a způsobem dezoxidace oceli, složením oceli a rychlostí tuhnutí. Díky tomu také dosáhnout požadovaných přínosů pro praxi.

Přínos pro praxi:

Výsledkem výzkumu je stanovit a následně i ověřit mechanismy vad vyskytujících se zejména pod masivními nálitky při výrobě těžkých odlitků z nelegovaných a nízkolegovaných ocelí. Na jejich základě pak následně stanovit technologické předpoklady pro jejich předcházení a snížení nákladů na opravy vad..

Z praktického hlediska je výzkum zaměřen na:

- Zjištění příčin vzniku podnálitkových vad masivních ocelových odlitků (částečně popsáno již v 3.1.)
- Určení a kvantifikaci vlivu metalurgie a použitého konečného zpracování taveniny na vznik uvažovaných vad.
- Stanovení podílu a důsledků segregčních a reoxidačních pochodů probíhajících v průběhu odlévání a během tuhnutí na vznik vad a návrh na jejich eliminaci.
- Navržení vhodných opatření v rámci slévárenské technologie, výroby formy, metalurgie oceli a čistírenského zpracování odlitků s cílem minimalizovat objemy vad.
- Posouzení vlivu plnění formy a vzniklého teplotního pole odlitku a formy na vznik vad a navržení technologických opatření pro zvýšení rychlosti tuhnutí ve vybraných místech odlitku případně navržení jiného způsobu ovlivnění krystalizace.
- Způsob dezoxidace, druh dezoxidační přísady a dále vliv i použití některého z prvků sekundární metalurgie (LF, VD) na výsledné vlastnosti a výskyt vad v podnálitkových oblastech.
- Snížení výskytu podnálitkových vad u masivních ocelových odlitků v ŽĎAS a.s. minimálně o 30%.

5. Experiment

Souvislost mezi výskytem porušení souvislosti masivních ocelových odlitků a způsobem dezoxidace oceli, složení oceli a rychlostí tuhnutí je studován na základě experimentu. Experiment je založen na:

- odlití experimentálních odlitků ve tvaru krychle a modulu max. 11 cm za stanovených podmínek konečné dezoxidace, pro různé typy uhlíkových ocelí a různé metalurgické zpracování tekuté oceli (EOP, LF, VD)
- odlití experimentálních odlitků ve tvaru krychle a modulu max. 16 cm za stanovených podmínek konečné dezoxidace, pro uhlíkovou ocel a různé metalurgické zpracování tekuté oceli (EOP, LF, VD)

U odlitků jsou sledovány vlastnosti, které umožní statistické zpracování závislostí mezi vznikem vad a výše uvedených způsobem dezoxidace oceli, jejím složením a podmínkami tuhnutí. Výskyt vad představuje v statistickém hodnocení závisle proměnné, složení oceli a podmínky tuhnutí nezávisle proměnné.

Jestliže výskyt trhlin souvisí s přebytkem dezoxidačních prvků, pak jejich nedostatek by se mohl projevit výskytem bublin. Experiment byl proto původně rozšířen o nahodilé sledování výskytu bublin v tenkých částech odlitku (přilíhých žebrech). Vzhledem k tomu, že za celou dobu experimentu i při velmi nízkých obsazích dezoxidačních prvků (pod 0,02%) se bublinatost nevyskytovala ani u stěn tloušťky 20mm, nebude tato problematika dále v doktorské práci rozebírána.

5.1. Vyhodnocení příčin vad provozních odlitků

Cílem disertační práce a řešeného grantového projektu je nalézt příčinu vad u ocelových odlitků vyráběných v ŽDAS a.s. na agregátech EOP a pokusit se definovat vhodná nápravná opatření.

Pomocí světelné a elektronové mikroskopie byly v prvním kroku – bod. 3.1. - definovány skutečné příčiny lineárních vad uhlíkových Mn ocelí, provozní kontrolou běžně zařazovaných do položky „lasturový lom“. Byly nalezeny:

- Oblasti především po hranicích primárních zrn zeslabené různými produkty z dezoxidace v pánvi a následné reoxidace při lití
- Sítě lineárních vad propojujících oblasti mikroředin, vzniklých v místech s nejpomalejším gradientem tuhnutí, tj. s velmi hrubou primární strukturou
- Oblasti zasažené oxidickými pleny na bázi FeO (reoxidace)
- Oblasti především po hranicích primárních zrn zeslabené sulfidy MnS
- „Klasický“ lasturový lom s částicemi AlN na lomu
- Oblasti především po hranicích primárních zrn zeslabené různými mikrolegurami a jejich sloučeninami
- Vycezeniny, vysoká chemická a strukturní heterogenita směrem do středu masivních odlitků i nálitků

Jako nejčastější příčina vzniku síťové lineární vady pod nálitky byly vyhodnoceny mikroředinami oslabené hranice velice hrubé primární struktury obsahující různé produkty chemických reakcí dezoxidačních i jiných mikrolegujících přísad, a dále sulfidické vměstky různých typů.

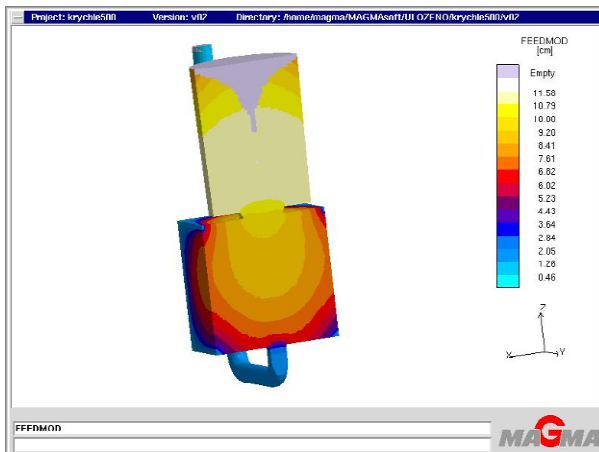
5.2. Návrh experimentu

Na základě literárního rozboru v bodu 2 a vyhodnocení příčin lineárních vad pod nálitky v bodu 3 i 5 byl navržen tento postup:

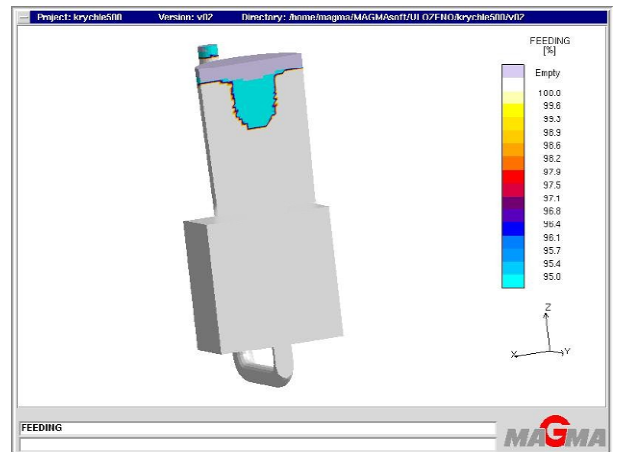
- ověření výskytu lineárních vad v podnálitkových oblastech masivního odlitku s modulem maximálně 11 [cm] pro uhlíkovou ocel s obsahem C cca. 0,1%. Ověřit použití konečné dezoxidace v pánvi různými dezoxidačními přísadami, pro ocele vyrobené v agregátech EOP. Posoudit vliv dezoxidačních přísad na mechanické vlastnosti odlitků a na výskyt vměstků a vad ve struktuře
- ověření výskytu lineárních vad v podnálitkových oblastech masivního odlitku s modulem maximálně 11 [cm] pro uhlíkovou ocel s obsahem C cca. 0,1%. Ověřit použití různé metalurgie výroby oceli (EOP, EOP-LF-VD) při stejném způsobu konečné dezoxidace v pánvi. Posoudit vliv metalurgie na mechanické vlastnosti odlitků a na výskyt vměstků a vad ve struktuře.
- ověření výskytu lineárních vad v podnálitkových oblastech masivního odlitku s modulem maximálně 11 [cm] pro uhlíkovou ocel s obsahem C cca. 0,2%. Ověřit použití konečné dezoxidace v pánvi různými dezoxidačními přísadami, pro ocele vyrobené v agregátech EOP. Posoudit vliv dezoxidačních přísad na mechanické vlastnosti odlitků a na výskyt vměstků a vad ve struktuře
- ověření výskytu lineárních vad v podnálitkových oblastech masivního odlitku s modulem maximálně 11 [cm] pro uhlíkovou ocel s obsahem C cca. 0,2%. Ověřit použití různé metalurgie výroby oceli (EOP, EOP-LF, EOP-LF-VD) při stejném způsobu konečné dezoxidace v pánvi. Posoudit vliv metalurgie na mechanické vlastnosti odlitků a na výskyt vměstků a vad ve struktuře.
- na základě předchozích výsledků ověřit nejvhodnější typy konečné dezoxidace v pánvi na masivním odlitku s modulem maximálně 16 [cm] pro ocele s obsahem C cca. 0,2%. Posoudit vliv dezoxidačních přísad na mechanické vlastnosti odlitků a na výskyt vměstků ve struktuře pro ocel vyráběnou v agregátech EOP.
- Dále ověřit vliv různé metalurgie výroby ocele (EOP, EOP-LF, EOP-LF-VD) na masivním odlitku s modulem maximálně 16 [cm] pro ocele s obsahem C cca. 0,2%. Posoudit vliv dezoxidačních přísad na mechanické vlastnosti odlitků a na výskyt vměstků a vad ve struktuře

5.3. Návrh experimentálního odlitku s maximálním modulem 11 [cm]

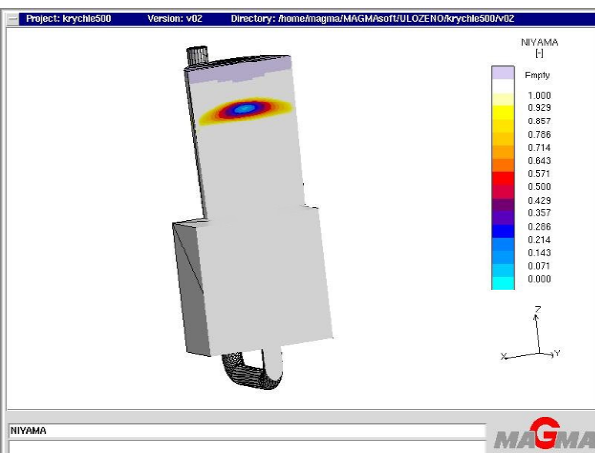
Byly navrženy odlitky krychle o hraně 500mm. Tyto odlitky byly odlévány s cílem nalézt optimální dezoxidační nebo obecně mikrolegující přísadu, která by umožnila dosažení co nejnižšího rizika vzniku lineárních vad pod nálitky. Jako první krok byla optimalizována pomocí software MAGMASoft technologie lití a nálitkování, aby bylo minimalizováno riziko vzniku makro a mikro pomezí.



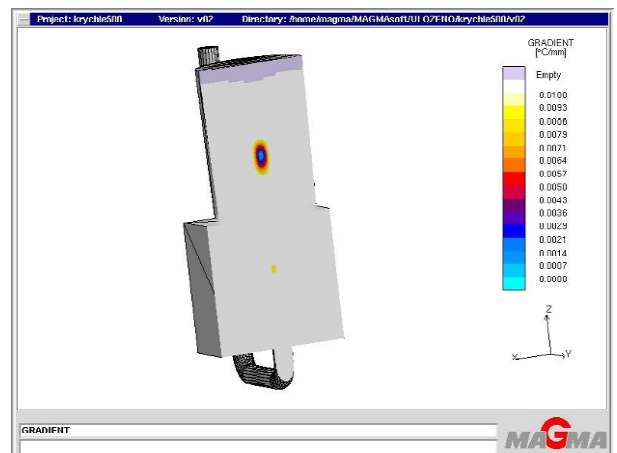
Obr.5.1 Modul odlitku



Obr.5.2 Predikce staženin



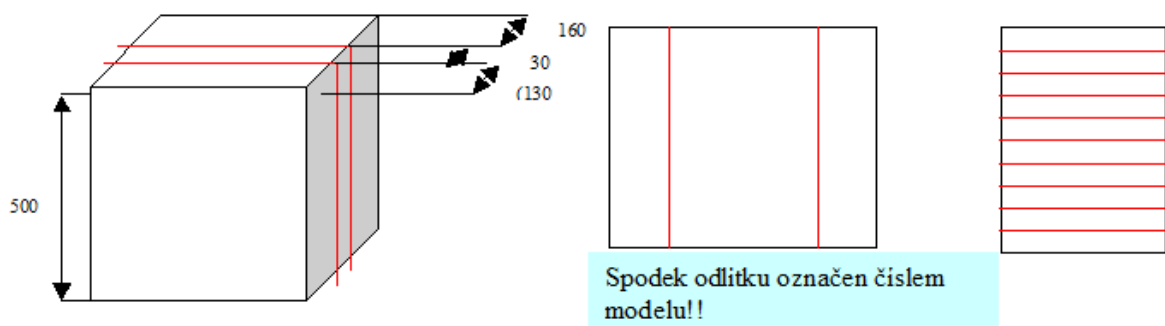
Obr.5.3 Predikce porozity



Obr.5.4 Predikce mikroporozity

Na obrázcích 5.1-5.4 jsou zobrazeny výsledky simulace navržené technologie. Všechny simulací predikované vady jsou pouze v nálitku, odlitek by měl být podle dosavadních zkušeností v nejlepší dosažitelné kvalitě.

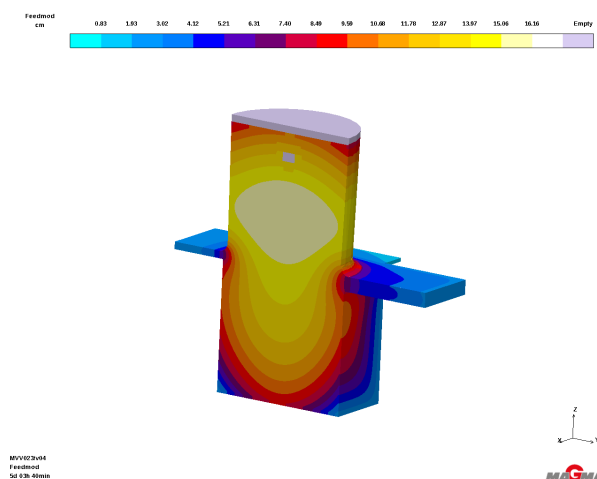
Po odlití každý zkušební kus byl rozřezán podle rozřezového plánu uvedeného na obrázku 5.5, z jednoho odlitku kostky o hraně 500mm tedy vzniklo deset vzorků pro zkoumání vlastností v celém průřezu od spodku (vzorek 1) do vršku (vzorek 10).



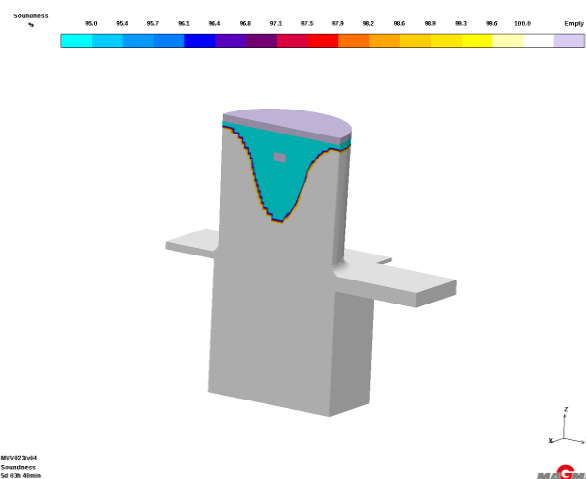
Obr.5.5 Rozřezový plán od spodku odlitku (vtok odlitku do spodku)

5.4. Návrh experimentálního odlitku s maximálním modulem 16 [cm]

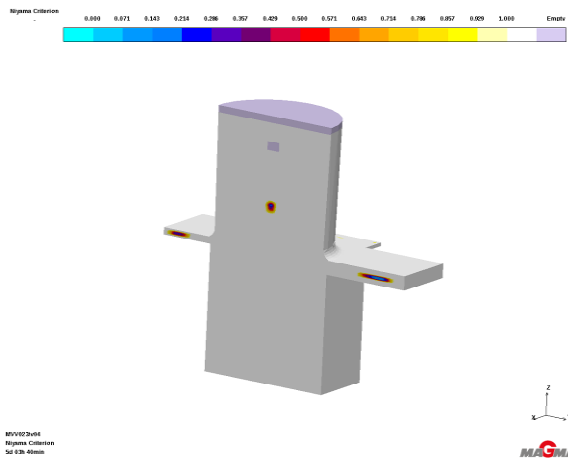
Byly navrženy odlitky krychle o hraně 750mm. Navíc byly k odlitku přility tzv. „křídla“ o tloušťce stěn 20-80 mm s cílem sledovat výskyt bublin nebo bodlin v povrchových oblastech odlitků. Tyto odlitky byly odlévány s cílem nalézt optimální dezoxidační nebo obecně mikrolegující přísadu, která by umožnila dosažení co nejnižšího rizika vzniku lineárních vad pod nálitky. Jako první krok byla optimalizována pomocí software MAGMASoft technologie lití a nálitkování, aby bylo minimalizováno riziko vzniku makro a mikro porezity.



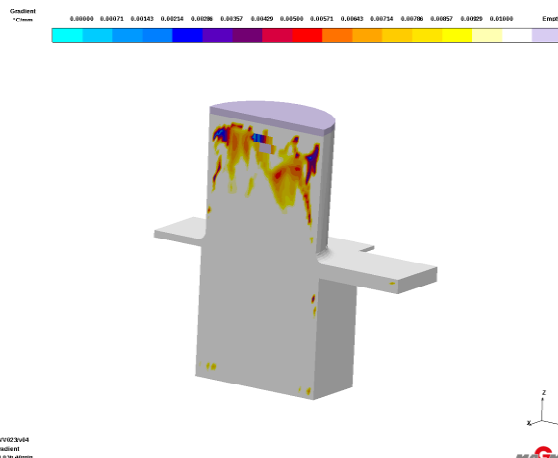
Obr.5.6 Modul odlitku



Obr.5.7 Predikce stažení



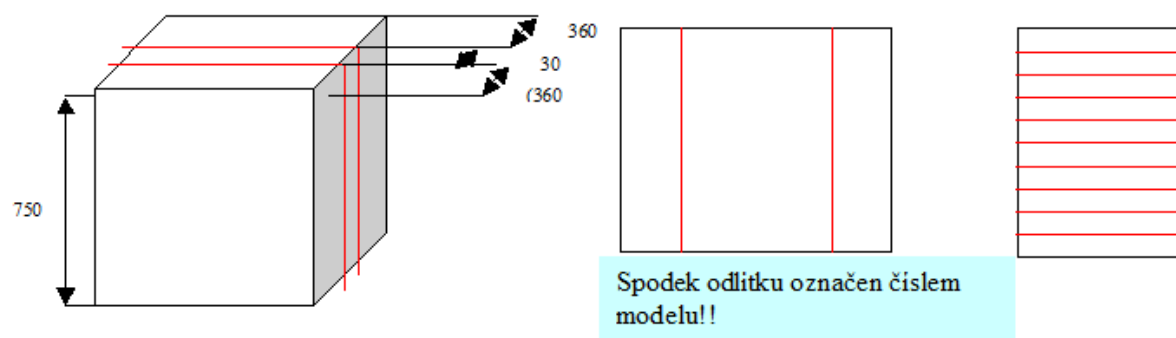
Obr.5.8 Predikce porezity



Obr.5.9 Predikce mikroporzity

Na obrázcích 5.6-5.9 jsou zobrazeny výsledky simulace navržené technologie. Všechny simulací predikované vady jsou pouze v nálitku, drobné bodové indikace na obr.5.9 nejsou zásadního významu - odlitek by měl být podle dosavadních zkušeností v nejlepší dosažitelné kvalitě.

Po odlití každý zkušební kus byl rozřezán podle rozřezového plánu uvedeného na obrázku 5.10, z jednoho odlitku kostky o hraně 750mm tedy vzniklo deset vzorků pro zkoumání vlastností v celém průřezu od spodku (vzorek 1) do vršku (vzorek 10).



Obr.5.10 Rozřezový plán od spodku odlitku (vtok odlitku boční, štěrbinový)

6. Výsledky experimentu

6.1. Ověření typu dezoxidace na odlitcích kostek o hraně 500mm z ocele s obsahem C cca 0,1%, lité z EOP

Bylo zaformováno celkem 5 odlitků kostek, tekutý kov byl zpracován v ŽĐAS a.s. na zásadité elektrické obloukové peci o nominální kapacitě 5t. Tekutá ocel byla dezoxidována v pánvi pomocí Al, teplota kovu v pánvi 1633°C. Chemické složení tavby, viz tabulka 6.1.

Tab.6.1

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Ca	As	Sn	Sb	Ti	N	Zr
%	0,110	1,190	0,460	0,007	0,008	0,220	0,930	0,150	0,220	0,020	0,017	<0,0005	0,007	0,009	0,003	0,005	0,0103	0,008

Požadované mechanické hodnoty na volně litém zkušebním línu tloušťky 60mm:
 $R_m \geq 550\text{Mpa}$, $R_p\ 0,2 \geq 420\text{Mpa}$, $A_5 \geq 20\%$, $Z \geq 40\%$, $KV_{+20^\circ\text{C}} \geq 80\text{J}$.

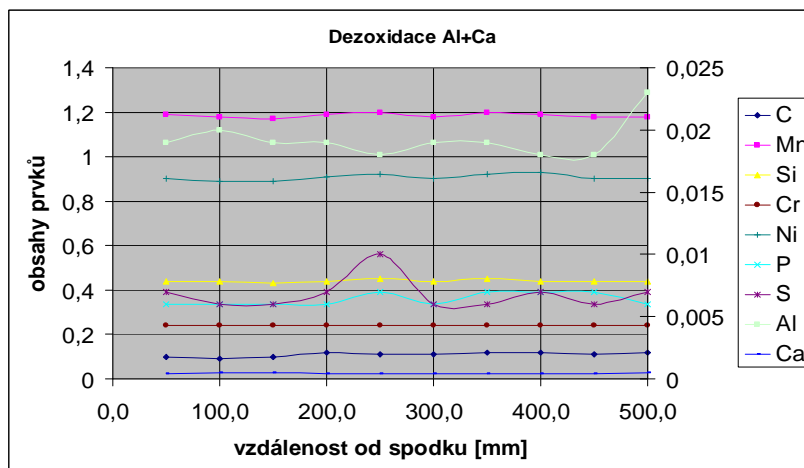


Obr.6.1a a 6.1b Formy a surové odlitky zkušebních kostek o hraně 500mm

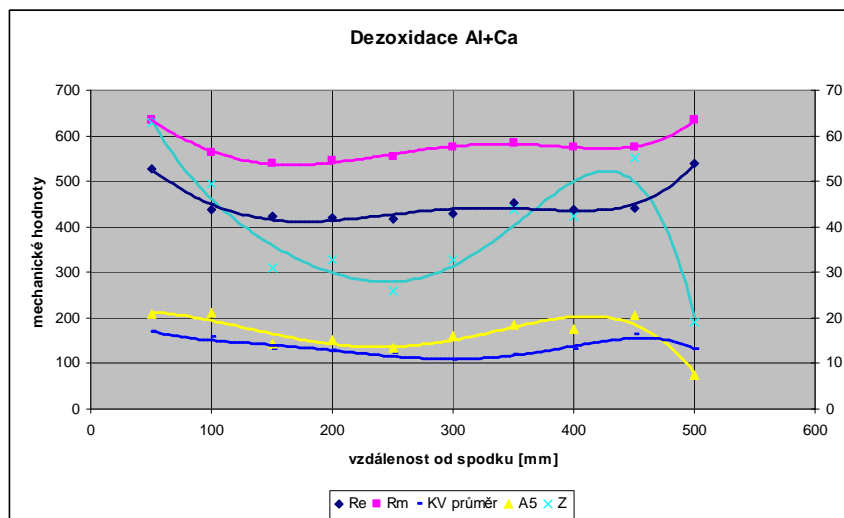
V průběhu lití byly do dutiny odlitku umístěny další dezoxidáčnické přísady (do každé kostky jiná), vznikly tyto kombinace dezoxidáčnických prvků: Al+Ca, Al+Ti, Al+Ce, Al+Zr, Al+Al. V následujícím budou v krátkosti popsány výsledné hodnoty jednotlivých kombinací. *Tepelné zpracování odlitků v bodech 6.1. a 6.2. bylo normalizační žhání 930°C/vzduch a zušlechťení 900°C/voda+610°C/vzduch.*

6.1.1. Dezoxidace Al 0,019% (+Ca 0,0004%)

Výsledné chemické složení a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.1, v grafické podobě na obr. 6.2 a 6.3.



Obr.6.2 Chemické složení středem kostky

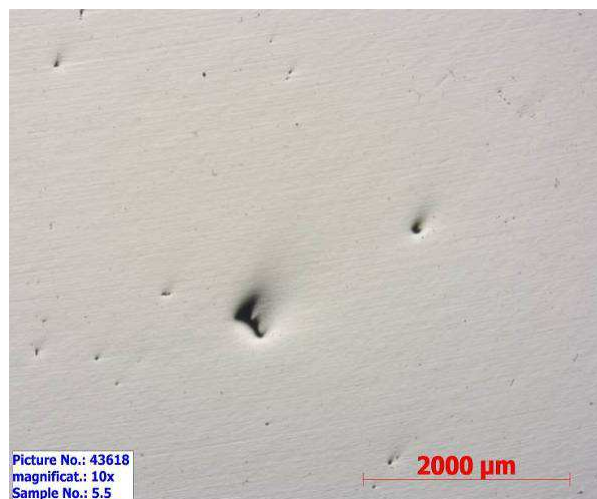


Obr.6.3 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.2). Vyjímkou jsou zvýšený obsah S ve středové oblasti – dáno umístěním SiCa modifikátoru ve formě při lití, a zvýšeným obsahem Al v podnálitkové oblasti (segregace). Obsah Ca byl na spodní hranici detekovatelnosti, nepodařilo se dosáhnout obsahu vyššího než 5ppm. Pevnostní hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy v okrajových partiích a vrchní polovině kostky (obr.6.3), nebyla splněna A5 a Z téměř v celém průřezu.



Obr.6.4 Vměstky v oceli, zvětšení 100x

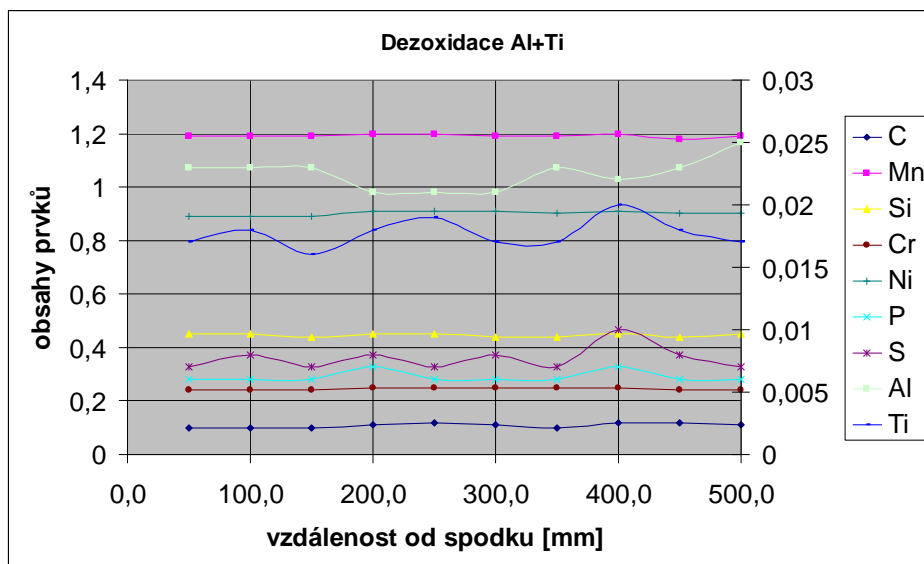


Obr.6.5 Mikroporozita odlitku, zvětšení 10x

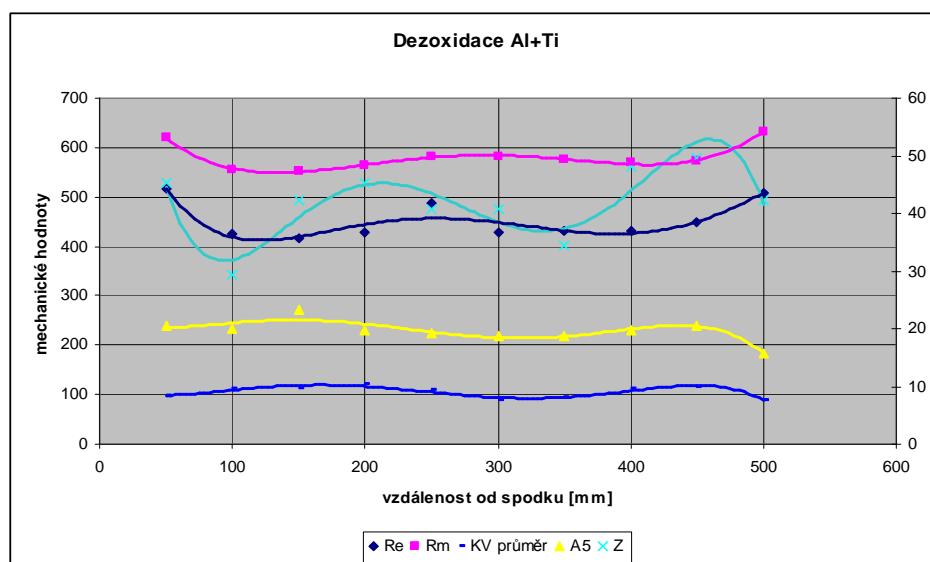
Jako typické vměstky byly optickou metalografií nalezeny sulfidy II. typu a oxidy křemíku, viz obr.6.4. V odlitku se nevyskytovaly trhliny po hranicích primárního zrna, ale významný byl výskyt mikroporzity ve většině průřezu odlitku, viz např. vzorek ze středu odlitku na obr.6.5.

6.1.2. Dezoxidace Al 0,019% +Ti 0,017

Výsledné chemické složení a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.2, v grafické podobě na obr. 6.6 a 6.7.



Obr.6.6 Chemické složení středem kostky

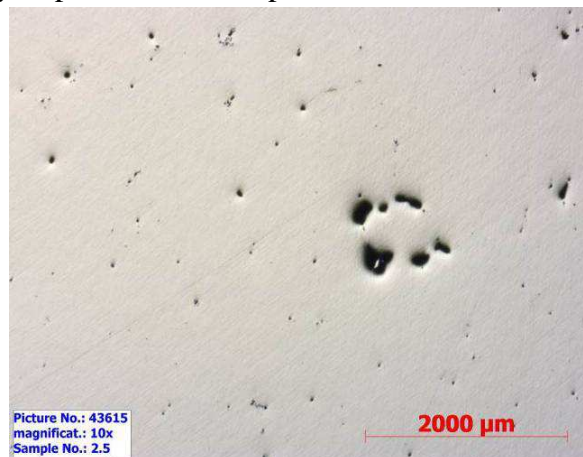


Obr.6.7 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.6). Vyjímkou jsou mírné variace Ti a S po průřezu, a zvýšený obsah Al v podnátkové oblasti (segregation). Pevnostní hodnoty určené pro flouštku 60mm byly dosaženy v okrajových partiích a vrchní polovině kostky (obr. 6.7), nebyla splněna A5 a Z v podnátkové oblasti .



Obr.6.8 Vměstky v oceli, zvětšení 100x

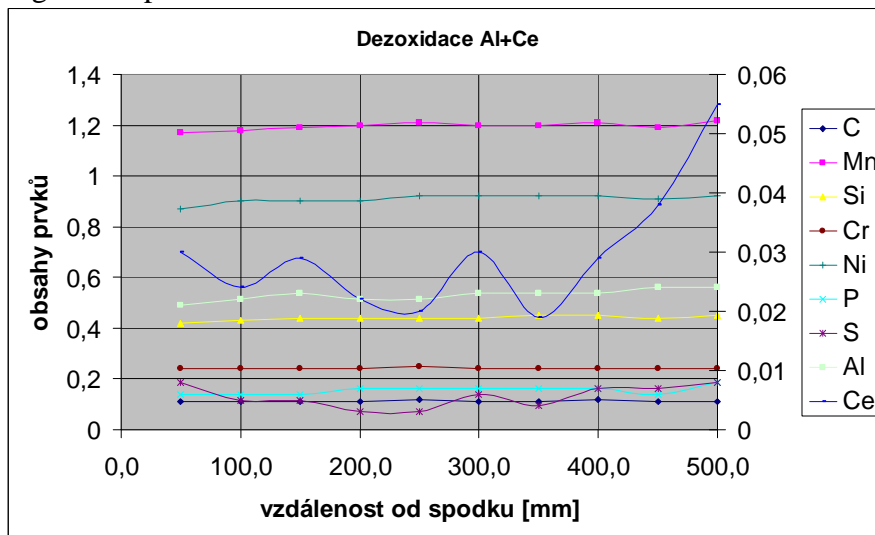


Obr.6.9 Mikroporozita odlitku, zvětšení 10x

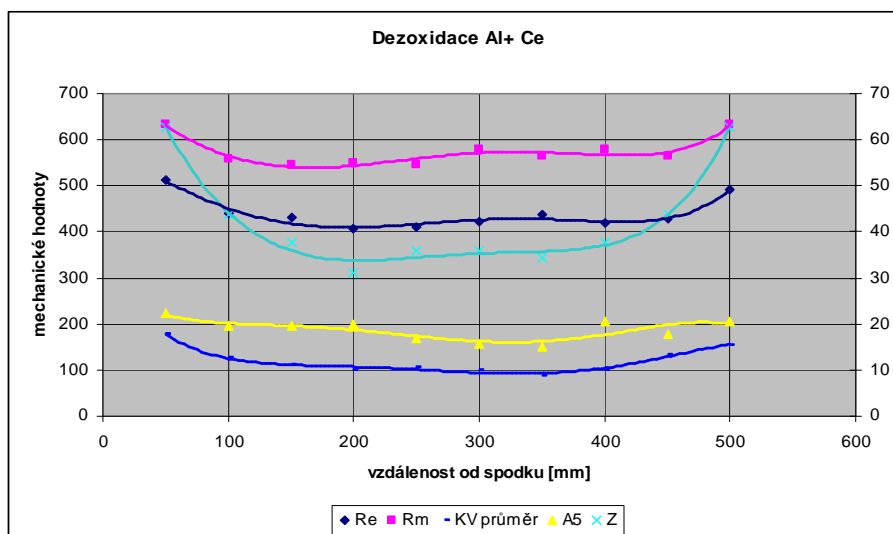
Jako typické vměstky byly optickou metalografií nalezeny sulfidy MnS a nitridy titanu, viz obr.6.8. V odlitku se nevyskytovaly trhliny po hranicích primárního zrna, ale významný byl výskyt mikroporozity ve většině průřezu odlitku, viz např. vzorek ze středu odlitku na obr.6.9.

6.1.3. Deoxidace Al 0,023% + Ce 0,03%

Výsledné chemické složení a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.3, v grafické podobě na obr.6.10 a 6.11.



Obr.6.10 Chemické složení středem kostky

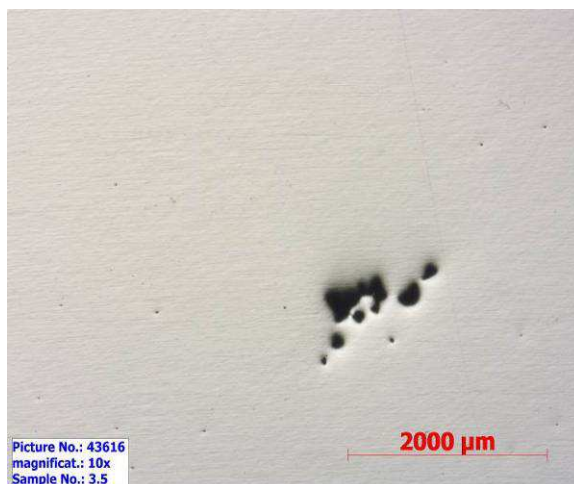


Obr.6.11 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.10). Vyjímkou je rozkolísaný obsah Ce, především jeho zvýšený obsah v podnátkové oblasti (vyplouvání sulfidických vměstků). Pevnostní hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy v okrajových partiích a vrchní polovině kostky (obr.6.12), A5 i Z dosáhly požadovaných hodnot jen v okrajových partiích odlitku. Všechny sledované veličiny jsou na spodní mezi přípustnosti.



Obr.6.12 Vměšky v oceli, zvětšení 100x

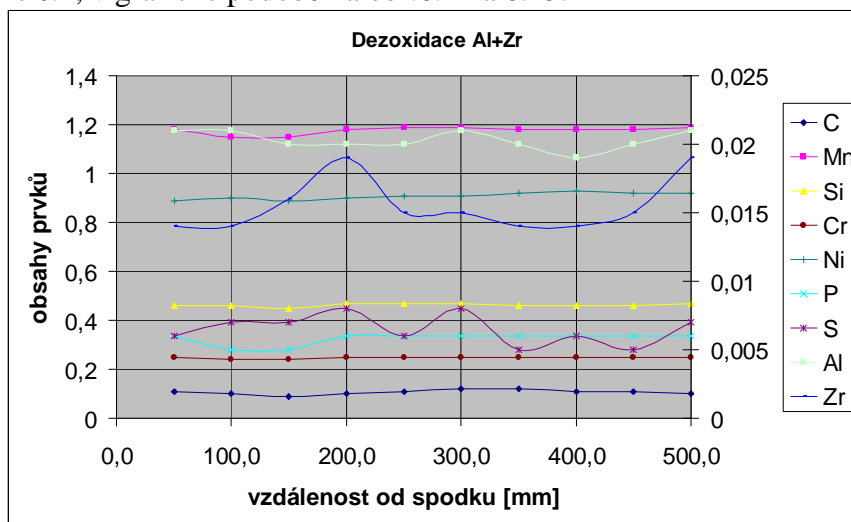


Obr.6.13 Mikroporozita odlitku, zvětšení 10x

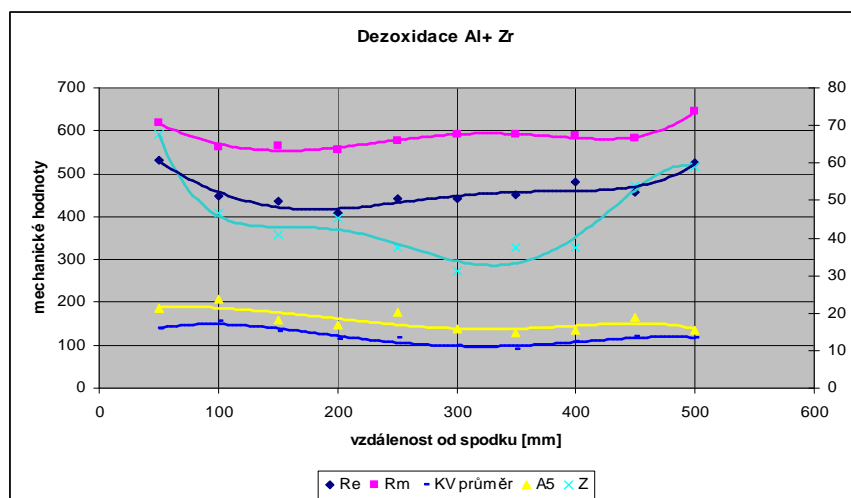
Jako typické vměšky byly optickou metalografií nalezeny oxidy hliníku, viz obr.6.12. V odlitku se nevyskytovaly trhliny po hranicích primárního zrna, ale významný byl výskyt mikroporozity ve většině průřezu odlitku, viz např. vzorek ze středu odlitku na obr.6.13.

6.1.4. Dezoxidace Al 0,02%+Zr 0,015%

Výsledné chemické složení a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.4, v grafické podobě na obr.6.14 a 6.15.



Obr.6.14 Chemické složení středem kostky

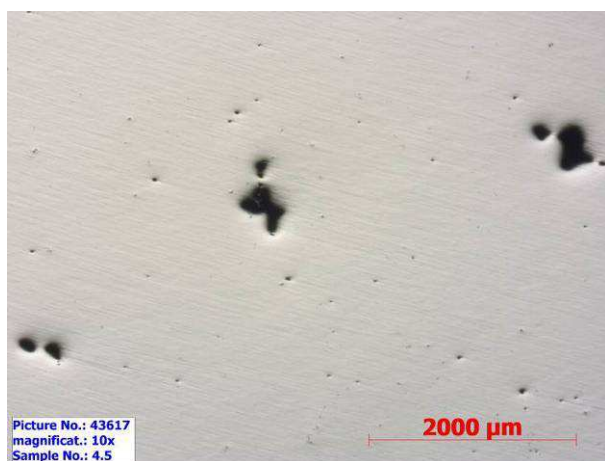


Obr.6.15 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.14). Vyjímkou je rozkolísaný obsah S, a zvýšené obsahy Zr v místě umístění modifikátoru ve formě a dále v podnálitkové oblasti. Pevnostní hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy (kromě hl.200mm) v celém průřezu kostky (obr.6.15), A5 nebyla dosažena v celém průřezu a Z ve vrchní třetině odlitku.



Obr.6.16a a 6.16b Sulfidy II. typu, a oxidy i karbonitridy zirkonu, zvětšení 100x

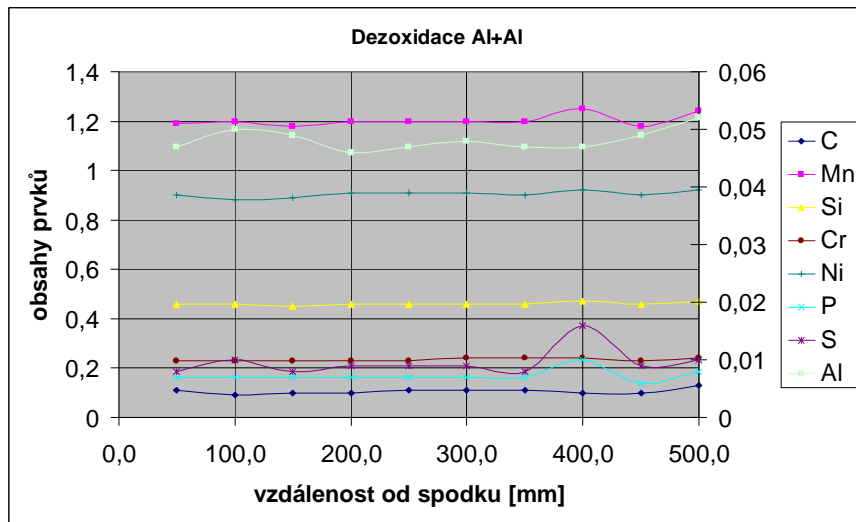


Obr.6.17 Mikroporozita odlitku, zvětšení 10x

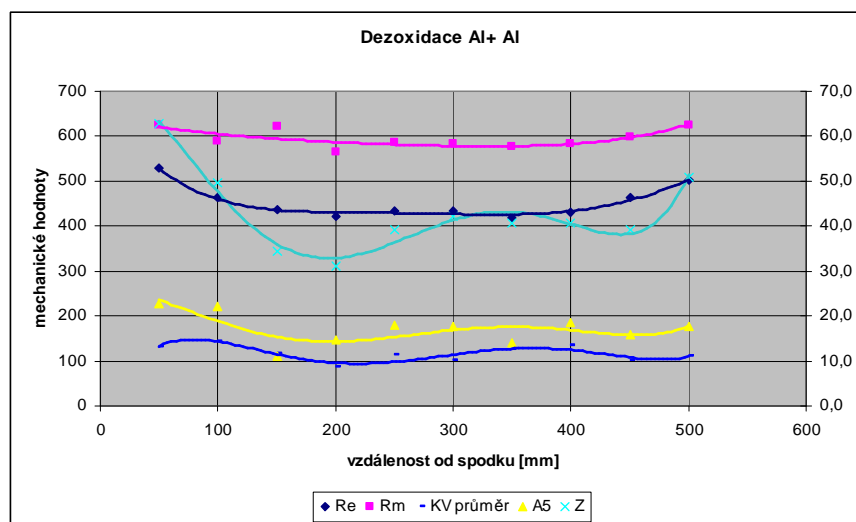
Jako typické vměstky byly optickou metalografií nalezeny sulfidy II. typu, oxidy a karbonitridy Zr, viz obr.6.16. V odlitku se nevyskytovaly trhliny po hranicích primárního zrna, ale významný byl výskyt mikroporozity ve většině průřezu odlitku, viz např. vzorek ze středu odlitku na obr.6.17.

6.1.5. Dezoxidace Al+Al (celkem 0,047%)

Výsledné chemické složení a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.5, v grafické podobě na obr.6.18 a 6.19.



Obr.6.18 Chemické složení středem kostky

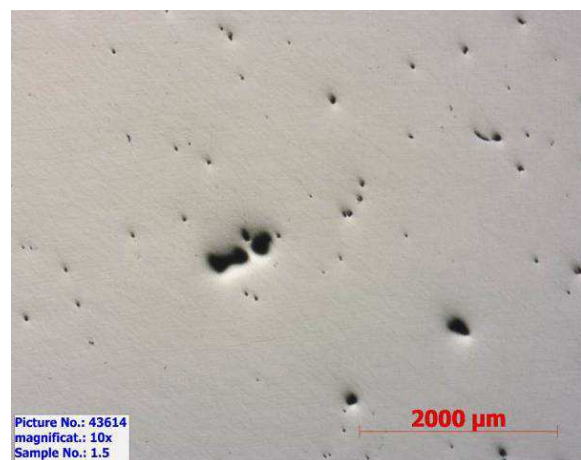


Obr.6.19 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.18). Vyjímkou je rozkolísaný obsah S, P a Al. Pevnostní hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy v celém průřezu kostky – $R_{p0,2}$ na spodní mezi (obr.6.19), A5 a Z nevyšla celém průřezu (kromě okrajových partií).



Obr.6.20 Shluky Al_2O_3 , zvětšení 100x



Obr.6.21 Mikroporozita odlitku, zvětšení 10x

Jako typické vměšky byly optickou metalografií nalezeny oxidy hliníku, viz obr.č. 6.20. V odlitku se nevyskytovaly trhliny po hranicích primárního zrna, ale významný byl výskyt mikroporozity ve většině průřezu odlitku, viz např. vzorek ze středu odlitku na obr.č. 6.21.

Shrnutí:

V odlitcích nebyly nalezeny lineární vady v podnálitkových oblastech, častý byl však výskyt mikroporozity snižující A5 a Z v horní polovině zkušebních odlitků. Nejlepších mechanických hodnot (pevnostních i plastických) bylo dosaženo při dezoxidaci pomocí Al (+Ca) s tavbovým obsahem Al 0,017%, mezi nejhorší patřily dezoxidace Al+Ce a Al+Zr.

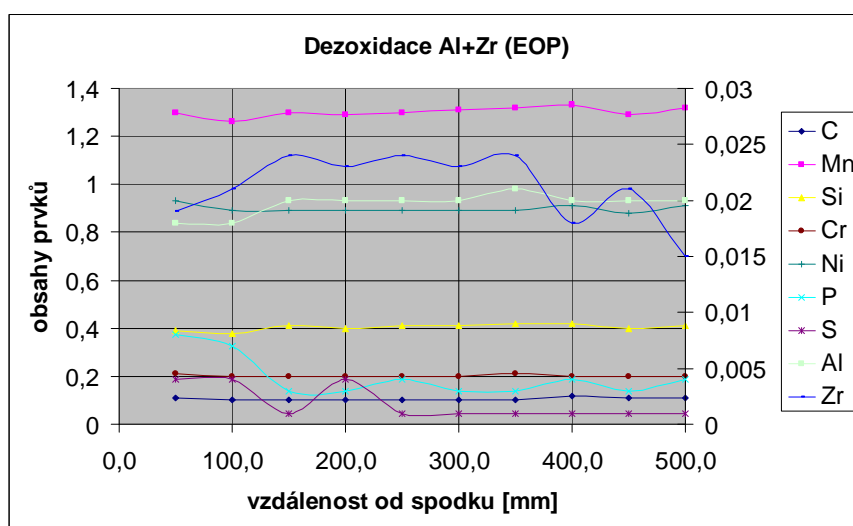
6.2. Ověření způsobu metalurgie výroby tekutého kovu na odlitcích kostek o hraně 500mm z ocele s obsahem C cca. 0,1%

6.2.1. Opakované ověření dezoxidace Al 0,02%+ Zr 0,024% na agregátu EOP

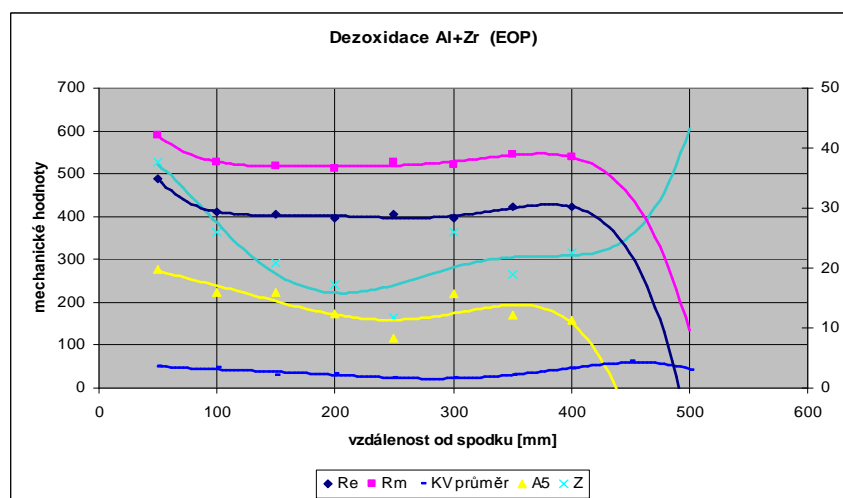
Tavbové chemické složení je uvedeno v tabulce 6.2. Výsledné chemické složení po průřezu odlitku kostky a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.6, v grafické podobě na obr.6.22 a 6.23.

Tab.6.2

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Ca	As	Sn	Sb	Ti	N	Zr
%	0,100	1,280	0,380	0,008	0,004	0,190	0,920	0,200	0,220	0,020	0,017	<0,0005	0,008	0,012	0,005	0,010	0,0093	0,023

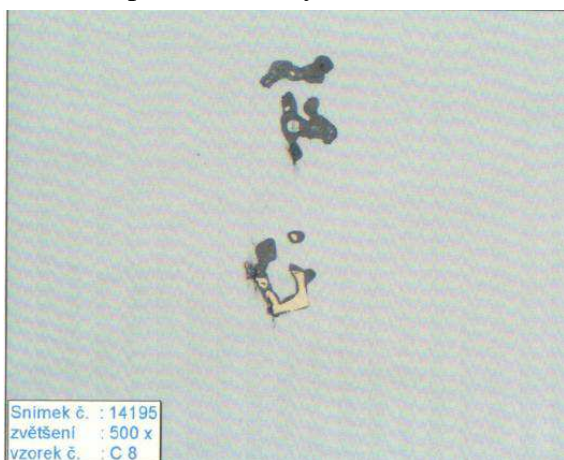


Obr.6.22 Chemické složení středem kostky

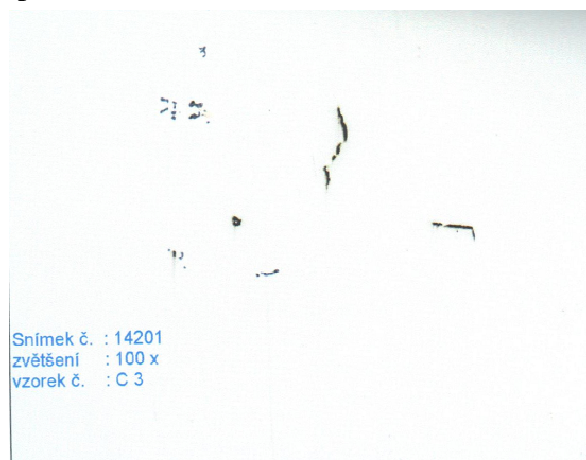


Obr.6.23 Mechanické hodnoty středem kostky

K opakování experimentu s dezoxidací Al+Zr došlo z důvodu možnosti statisticky ověřit možný rozptyl výsledků u standardní dezoxidace v ŽDAS a.s. Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.22). Vyjímkou je klesající obsah Zr směrem k nálitku. Mechanické hodnoty určené pro tloušťku 60mm nebyly dosaženy v celém průřezu kostky (obr.6.23), kromě spodní partie odlitku.



Obr.6.24 Oxidy Zr, sulfidy Mn, zvětšení 500x



Obr.6.25 Nalezené lineární vady

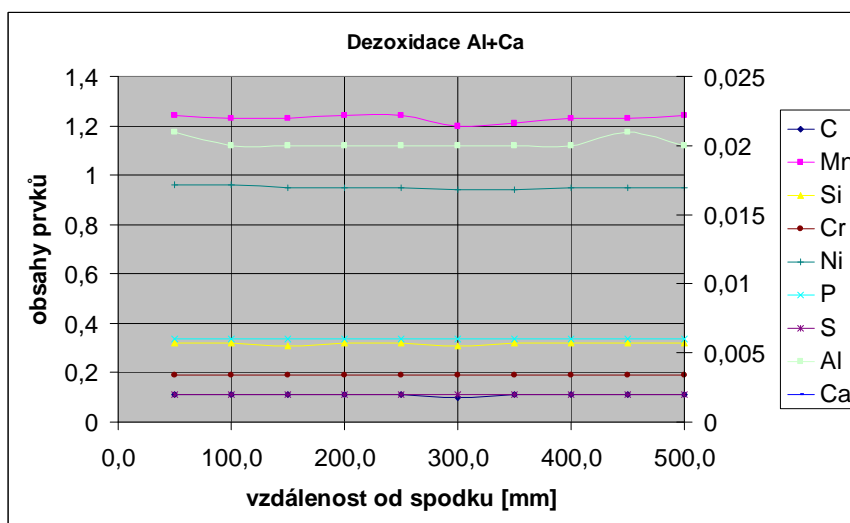
Jako typické vměstky byly optickou metalografií nalezeny shluky oxidů zirkonu – viz. obr.6.24, a také sulfidy Mn. V odlitku se vyskytovaly trhliny po hranicích primárního zrna - viz obr.6.25, především ve středu zkušební kostky, což signalizuje i lokální pokles A5 a Z. Tento stav je odlišný od výsledku v bodu 6.1.4., kde se vyskytovala pouze mikroporozita.

6.2.2. Ověření dezoxidace Al na metalurgického procesu v EOP-LF-VD

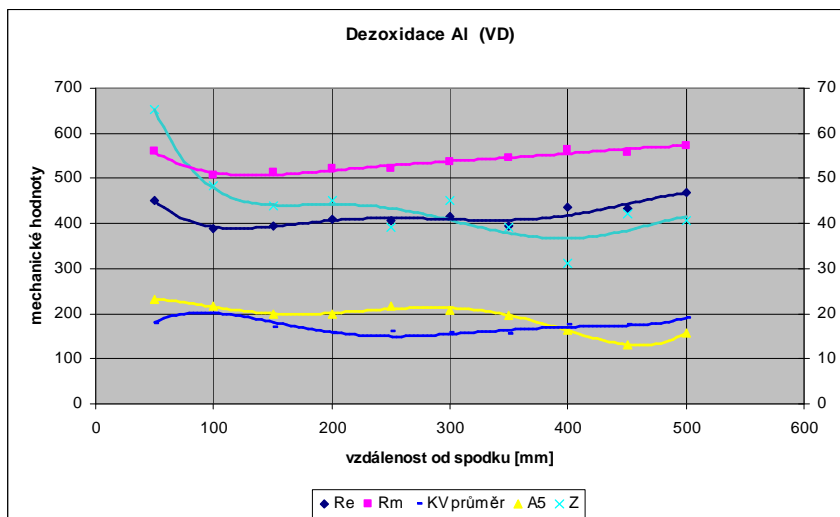
Tavbové chemické složení je uvedeno v tab.6.3 Výsledné chemické složení a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.7, v grafické podobě na obr.6.26 a 6.27.

Tab.6.3

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Ca	As	Sn	Sb	Ti	N	Zr
%	0,100	1,250	0,310	0,006	0,002	0,190	0,940	0,250	0,200	0,020	0,025	<0,0005	0,008	0,012	0,005	0,010	0,0051	0,004

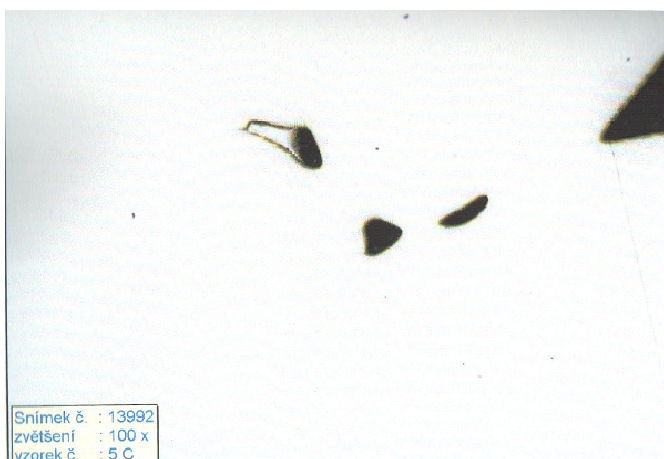


Obr.6.26 Chemické složení středem kostky



Obr.6.27 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.26). Mechanické hodnoty určené pro tloušťku 60mm nebyly dosaženy v celém průřezu kostky (obr.6.27), kromě A5 a Z ve spodních 2/3 odlitku. Vyjímkou jsou také velmi vysoké hodnoty vrubové houževnatosti, dosažené díky zpracování oceli sekundární metalurgií.



Obr.6.28 Nalezená mikroporezita, zvětšení 100x

Optickou metalografií nebyly ve vakuované oceli nalezeny výraznější shluky vměstků. V odlitku se však v celém objemu vyskytovala mikroporezita viz- obr.6.28, lineární vady se nevyskytují.

Shrnutí:

Zařazení technologie EOP-LF-VD do výroby tekuté oceli mělo tedy pozitivní vliv na plastické vlastnosti oproti standardní EOP, ale pevnostní vlastnosti oceli poklesly.

6.3. Ověření typu dezoxidace na odlitcích kostek o hraně 500mm z ocele s obsahem C cca. 0,2%, lité z EOP

Bylo zaformováno celkem 7 odlitků kostek, tekutý kov byl zpracován v ŽĐAS a.s. na zásadité elektrické obloukové peci o nominální kapacitě 5t. Tekutá ocel byla dezoxidována v pánvi pomocí Al, teplota kovu v pánvi 1643°C. Chemické složení tavby, viz tabulka 6.4.

Tab.6.4

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Ca	As	Sn	Sb	Ti	Zr
%	0,180	1,030	0,420	0,010	0,010	0,210	0,130	0,090	0,040	0,010	0,078	0,002					0,010

Požadované mechanické hodnoty na volně litém zkušebním klínu tloušťky 60mm:
 $R_m \geq 380\text{Mpa}$, $R_{p\ 0.2} \geq 200\text{ Mpa}$, $A_5 \geq 25\ \%$, $Z \geq 40\%$, $KV_{+20^\circ\text{C}} \geq 27\text{J}$.



Obr.6.29a a 6.29b Formy a surové odlitky zkušebních kostek o hraně 500mm

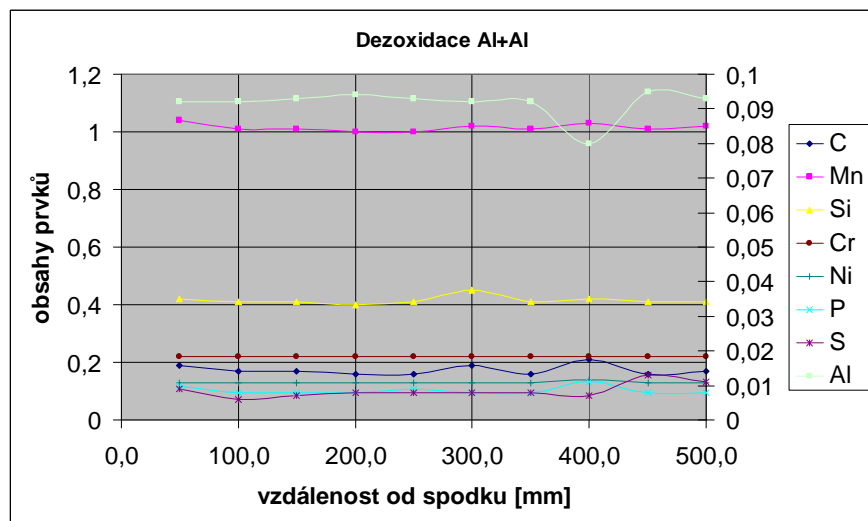
V průběhu lití byly do dutiny odlitku umístěny další dezoxidační přísady (obr.6.29), do každé kostky jiná, a vznikly tyto kombinace dezoxidačních prvků: Al+Al, Al+Zr, Al+Ce, Al+V, Al+Mg, Al+Ti, Al+Zr+V.

Pro tento experiment byl cíleně zvýšen základní obsah Al i vysoká lící teplota, aby bylo dosaženo vzniku lasturového lomu a vyhodnotit případný pozitivní vliv dezoxidačních přísad na snížení objemu lasturových lomů.

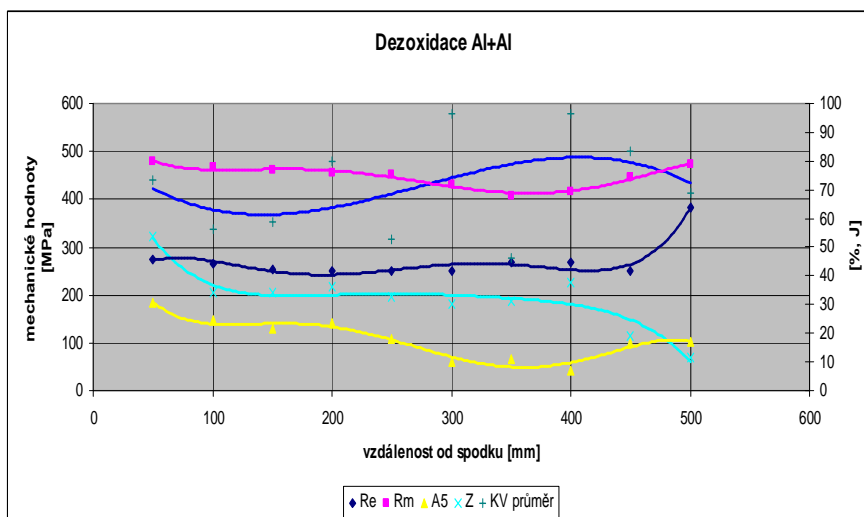
V následujícím budou v krátkosti popsány výsledné hodnoty jednotlivých kombinací. *Teplné zpracování odlitků v bodech 6.3. a 6.4. bylo normalizační žhání 900°C/vzduch a popuštění 650°C/vzduch.*

6.3.1. Dezoxidace Al+Al (celkem 0,092%)

Výsledné chemické složení po průřezu odlitku kostky a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.8, v grafické podobě na obr.6.30 a 6.31.

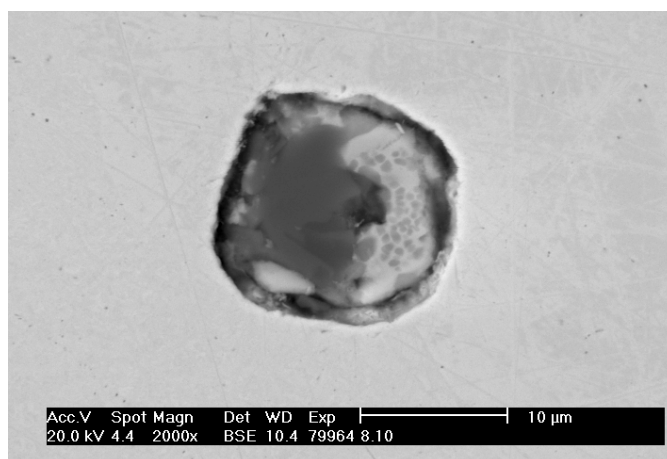
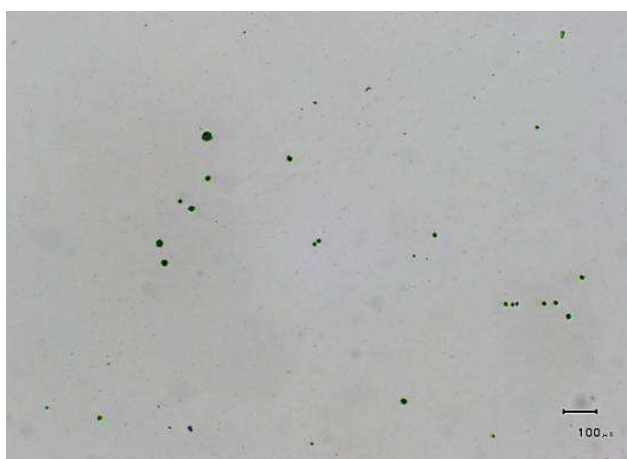


Obr.6.30 Chemické složení středem kostky



Obr.6.31 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.30). Vyjímkou je kolísající obsah Al v podnálitkové oblasti. Mechanické hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy v celém průřezu kostky (obr.6.31), kromě A5 a Z od 1/3 odlitku výše.



Obr.6.32a a 6.32b Kulovité vměstky (zvětšení 100x) a snímek z REM

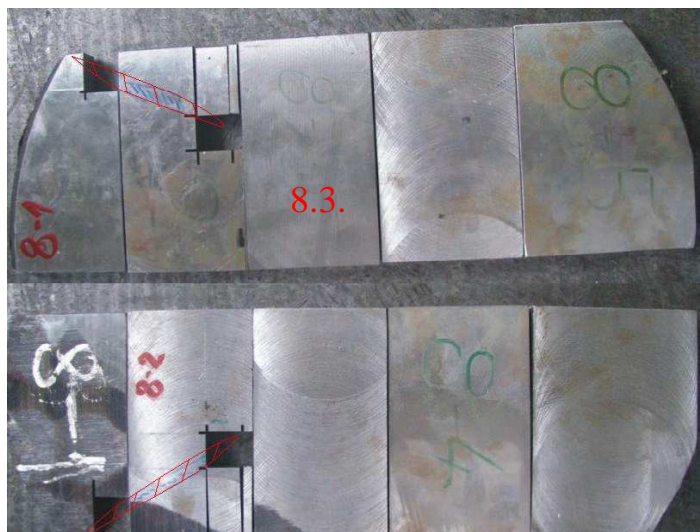
Pro vzorky jsou typické kulovité tmavé vměstky – obr.6.32. Při větším zvětšení je možné odlišit černou zřejmě oxidickou část a šedou část tvořenou sulfidy – viz analýza v tabulce 6.5. Znečištění vměstky je větší v podnálitkové oblasti. Místa se vyskytují šedé, kulovité sulfidy. Velikost vměstků do 20 μm. Ředin je málo, velikost ředin desítky μm.

Tab.6.5 Složení vměstků z obr.6.32b

	Chemické složení v at.%					
	O	Al	Ca	Mg	S	Mn
Tmavá část vměstku	53,6	38,9	0,5	7,1	-	-
Světlá část vměstku	-	2,3	9,7	2,1	48,8	37,1
Tmavá část vměstku	40,8	42,9	6,3			
Světlá část vměstku		2,8	19,1	2	48,5	27,7

Na vzorcích z podnálitkových ploch zkušebních odlitků odebraných podle přílohy č.27 bylo dále vyhodnocováno zasažení matrice lineárními vadami. Pomocí elektrofluorescenční

metody bylo nalezeno v litém stavu celkem 110 mm lineárních vad (obr.6.33), v tepelně zpracovaném stavu byla vadami zasažena plocha cca. 154 cm² (viz. obr.6.34).

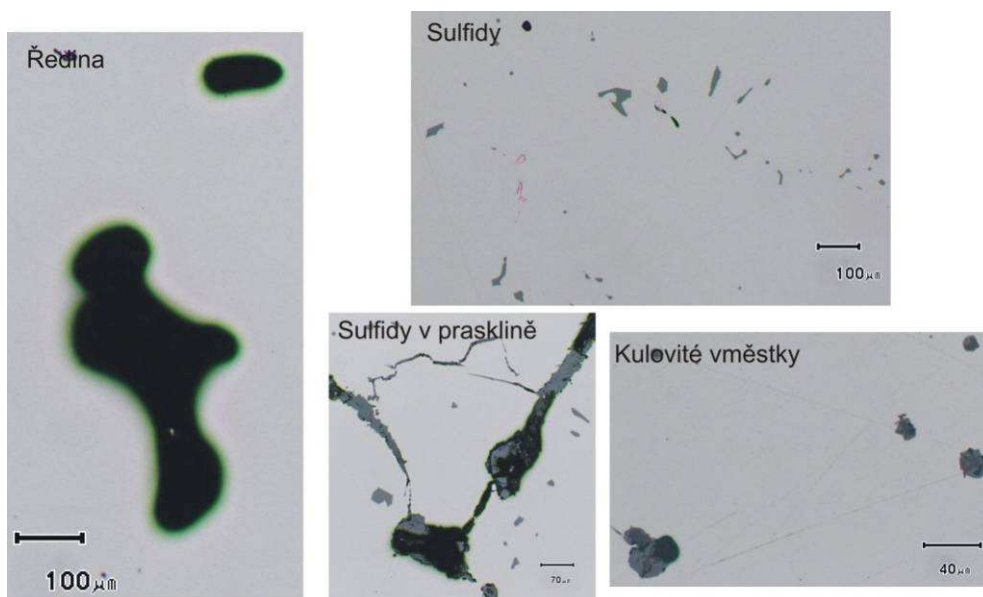


Obr.6.33 Vady na řezu nálitku v litém stavu



Obr.6.34 Vady po TZ v podnálitkové oblasti

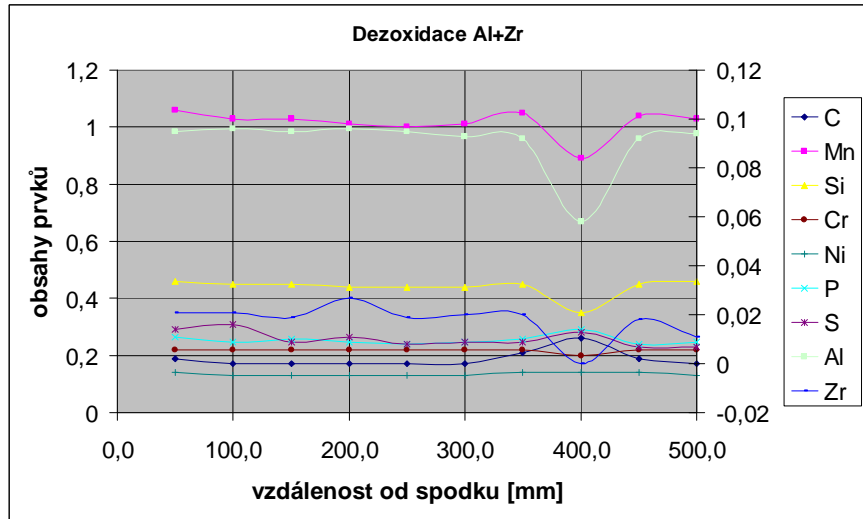
Ve vzorcích vad se nacházely vměstky ve formě sulfidů II. typu vyloučené v mezidendritických prostorech a rovnoměrně po celém vzorku rozptýlené kulovité vměstky (obr.6.35). Prasklina na spodním obrázku uprostřed se šíří po sulfidech II. typu.



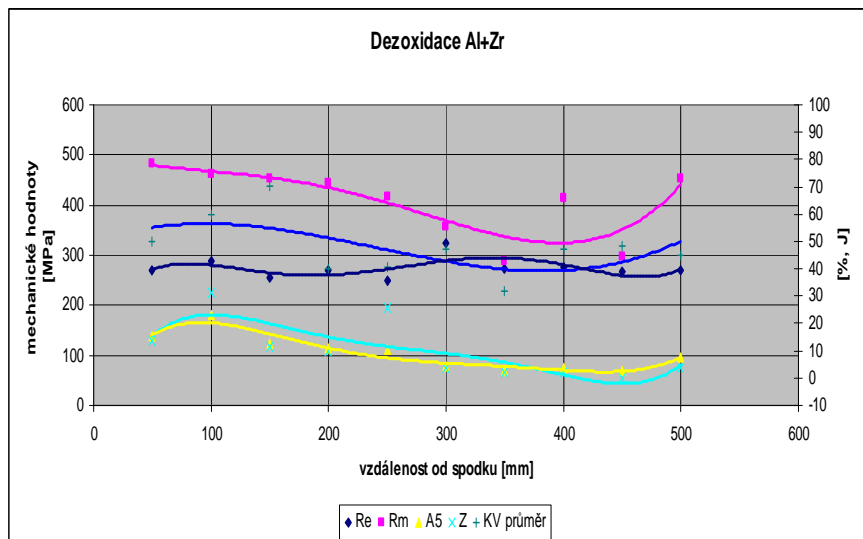
Obr.6.35 Mikroporozita a vměstky vyskytující se v podnálitkové oblasti

6.3.2. Deoxidace Al 0,095% +Zr 0,02%

Výsledné chemické složení po průřezu odlitku kostky a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.9, v grafické podobě na obr.6.36 a 6.37.

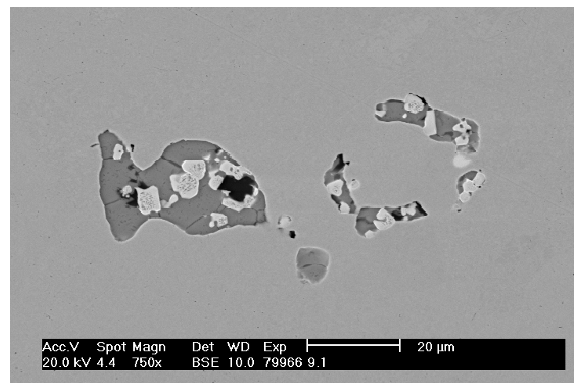
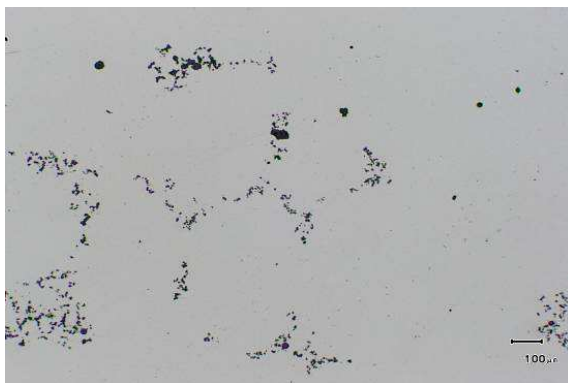


Obr.6.36 Chemické složení středem kostky



Obr.6.37 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.36). Vyjímkou je lokální pokles obsahu všech hlavních legujících prvků (C, Mn, Si, Zr) 100mm pod nálitkem. Pevnostní hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy v okrajových partiích a ve spodní polovině kostky (obr.6.37), A5 a Z byla nízká v celém průřezu odlitku.



Obr.6.38a a 6.38b Shluky vměstků IV.typu (zvětšení 100x) a snímek z REM

Pro vzorky jsou typické sulfidy s náznaky II. typu a shluky vměstků IV typu – obr.6.38. Některé vměstky II. typu mají délku desítky mikrometrů. Při větším zvětšení byly zkoumány vměstky, kde se vyskytovaly kulovité vměstky s jádrem složeným z Al a kyslíku s obálkou MnS obsahující menší množství Ca. Dále sulfidy MnS s cca 2% Ca, nitridy obsahující Ti, Zr a Nb a komplexní vměstky složené z fází obsahujících Al, Zr, O, S, Ca. Výsledky analýzy kulovitého komplexního vměstku jsou uvedeny níže – viz tabulka 6.6. Hranatá jádra vměstků obsahovala oxidy Al a Mg (místo 9102), analýza v místě 9101 představuje složení obálky kolem jádra. Uvnitř vměstků byla ještě malá tmavá fáze o složení místa 9103.

Tab.6.6 Složení vměstků z obr.6.38b

místo	Chemické složení v at.%									
	O	Al	Ca	Mg	S	Mn	Zr	N	Ti	Nb
9101	-	-	6,5	-	34,6	58,9	-	-	-	-
9102	52,7	33,8	0,2	10,5	0,6	-	-	-	-	-
9103	26,7	8,8	22,4	3,22	29,3	8,8	-	-	-	-

Na podnátíkových plochách zkušebních odlitků bylo dále vyhodnocováno zasažení matrice lineárními vadami. Pomocí elektrofluorescenční metody bylo nalezeno v litém stavu celkem 10 mm lineárních vad a hluboká staženina (obr.6.39), která patrně způsobila nízký výskyt vad v krčku nálitku. V tepelně zpracovaném stavu na kusu již byla vadami zasažena plocha cca. 241cm² (viz. obr.6.40).

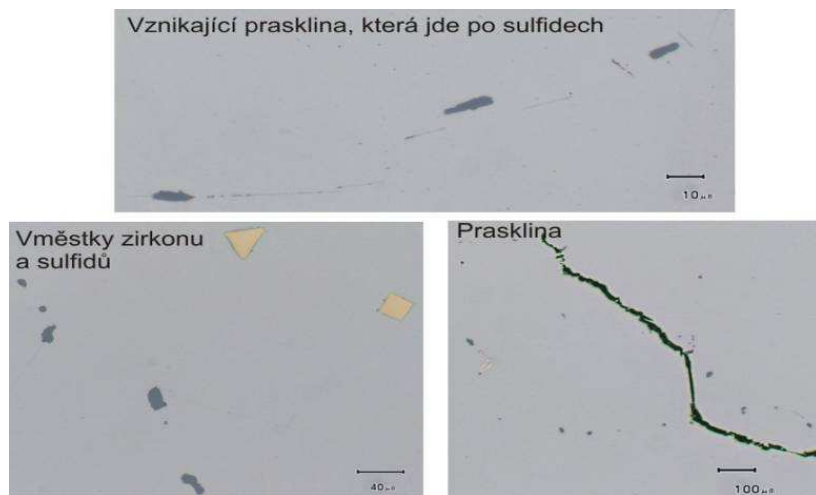


Obr.6.39 Vady na řezu nálitku v litém stavu



Obr.6.40 Vady po TZ v podnátíkové oblasti

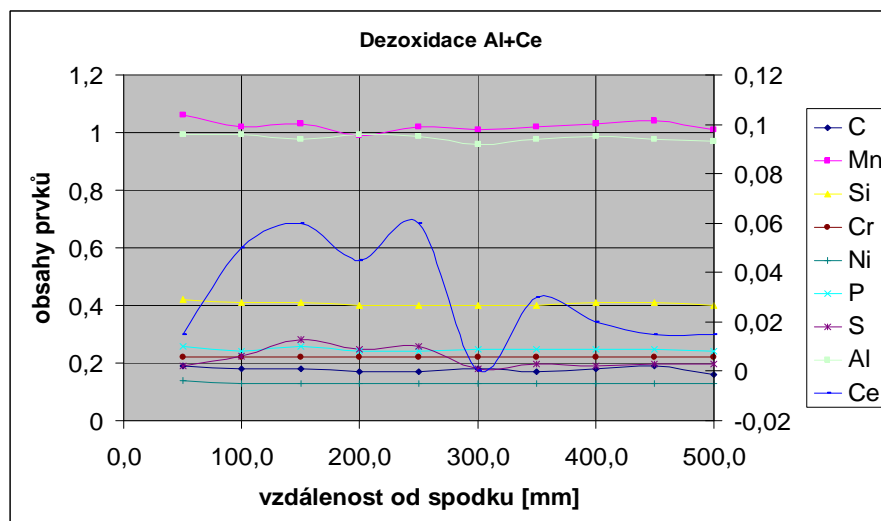
Ve vzorcích vad se nacházely vměstky ve formě sulfidů a dále na bázi Zr. Vzorky měly horší mikročistotu. Na horním snímku obrázku 6.41 je vidět šíření trhliny po hranicích zrn, které probíhá přes přítomné vměstky. Mimo vměstky o velikosti až 20 μm jsou patrné řediny.



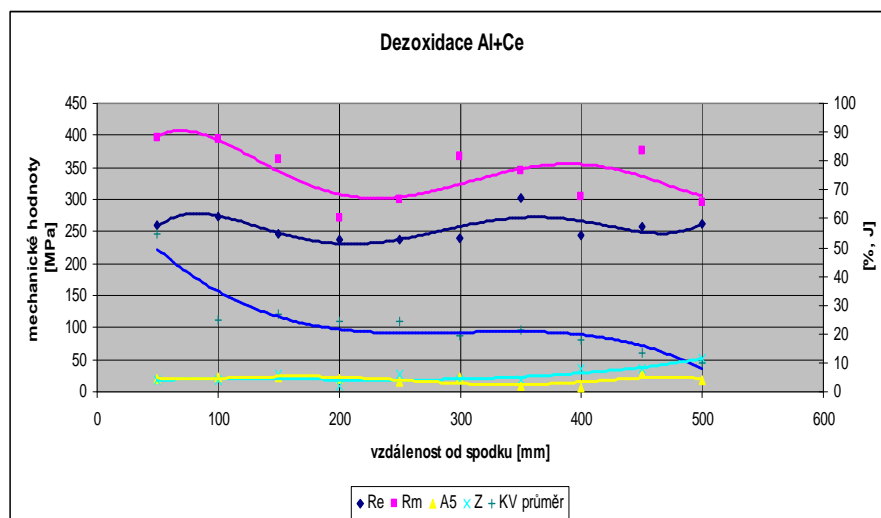
Obr.6.41 Vměstky vyskytující se v podnálitkové oblasti

6.3.3. Ověření dezoxidace Al 0,094% + Ce 0,04% na metalurgickém procesu v EOP

Výsledné chemické složení po průřezu odlitku kostky a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.10, v grafické podobě na obr.6.42 a 6.43.

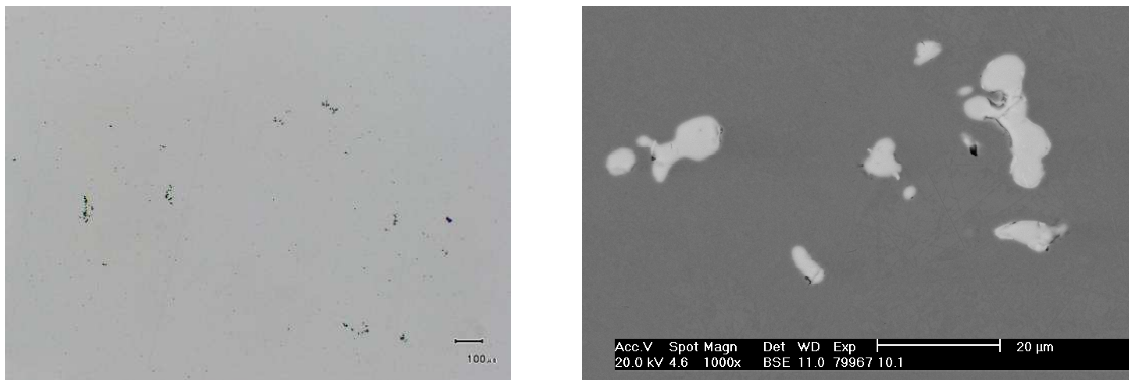


Obr.6.42 Chemické složení středem kostky



Obr.6.43 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.42). Vyjímkou je silně rozkolísaný obsah Ce, dolegováváný do dutiny formy. Mechanické hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy pouze pro $R_{p0,2}$ (obr.6.43), R_m , KV, A5 a Z byla nízká ve většině průřezu odlitku. Příčinou je silné znečištění oceli.



Obr.6.44a a 6.44b Shluky vměstků IV.typu (zvětšení 100x) a snímek z REM

Pro vzorky jsou typické oxisulfidy KVZ a Ca, které tvořily často vměstky IV. typu. Dále byly pozorovány četné nitridy hliníku ve formě krystalů o velikosti 1 až 2 μm nebo jehlic o tloušťce pod 0,5 μm . Vměstky s typickou morfologií jsou uvedeny na obr.6.44a. Při větším zvětšení byly tyto vměstky zkoumány, obsahovaly oxidy a sulfidy Ce, La, Ca a dalších kovů vzácných zemin. Ve vměstcích uvedeného typu se rozpouští Sn, Sb, Pb, P, As a jiné prvky uváděné v ocelích jako prvky stopové. Na obr. 6.44b u spodního vměstku vpravo se nachází částice obsahující As. Její složení je uvedeno v tab.6.7 jako místo 1012.

Tab.6.7 Složení vměstků z obr.6.44

Chemické složení v at. %								
	O	S	Ca	La	Ce	Pr	Nd	As
1011	23,9	26,5	4,4	13,9	21,9	2,6	2,8	-
1012	18,76	24,72	3,82	11,57	25,96	1,798	2,022	11,35

Na podnálitkových plochách zkušebních odlitků bylo dále vyhodnocováno zasažení matrice lineárními vadami. Pomocí elektrofluorescenční metody bylo nalezeno v litém stavu celkem 185 mm lineárních vad (obr. č. 6.45). V tepelně zpracovaném stavu na kusu byla vadami zasažena plocha cca. 177cm² (viz. obr.6.46).

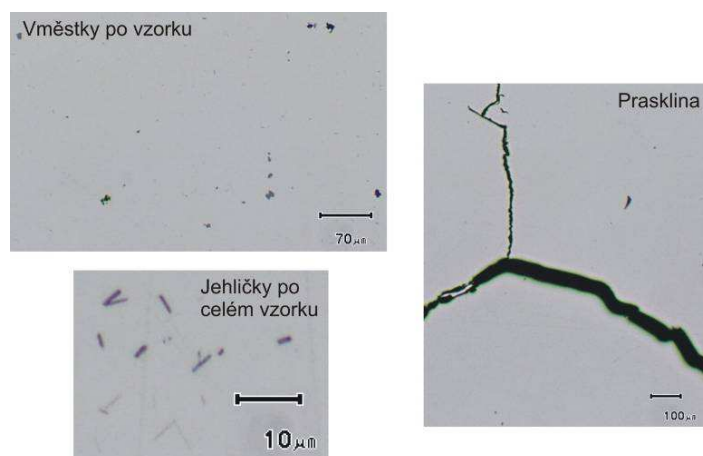


Obr.6.45 Vady na řezu nálitku v litém stavu



Obr.6.46 Vady po TZ v podnálitkové oblasti

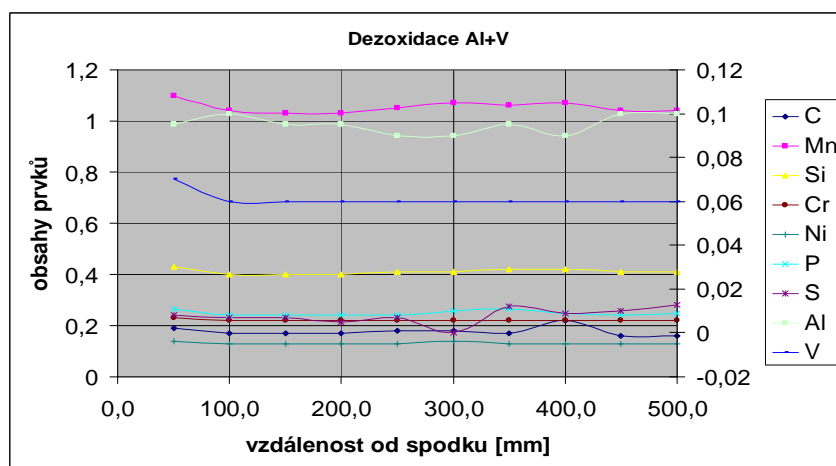
Ve vzorcích vad se objevovaly řediny, vměstky, sulfidy, byla patrné praskliny. Při zvětšení 500x bylo možné na celém vzorku pozorovat malé jehličky, viz spodní snímek na obr.6.47.



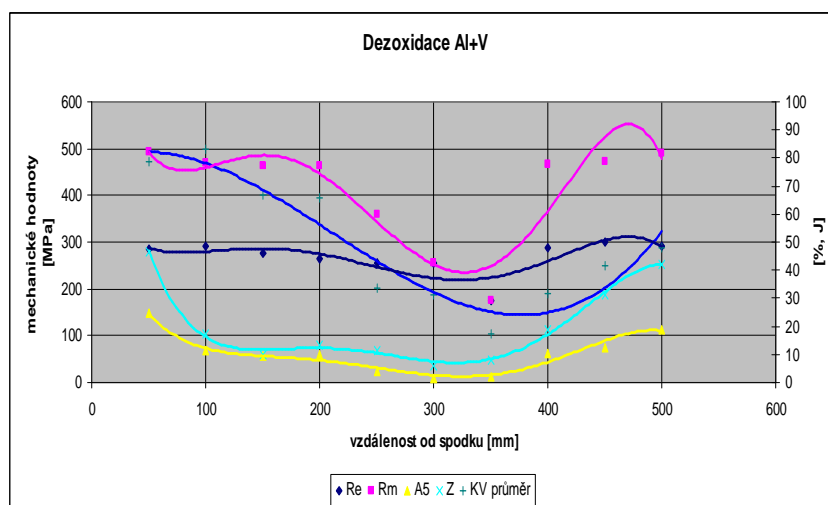
Obr.6.47 Vměstky vyskytující se v podnálitkové oblasti

6.3.4. Ověření dezoxidace Al 0,095%+V 0,06% na metalurgickém procesu v EOP

Výsledné chemické složení po průřezu odlitku kostky a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.11, v grafické podobě na obr.6.48 a 6.49.

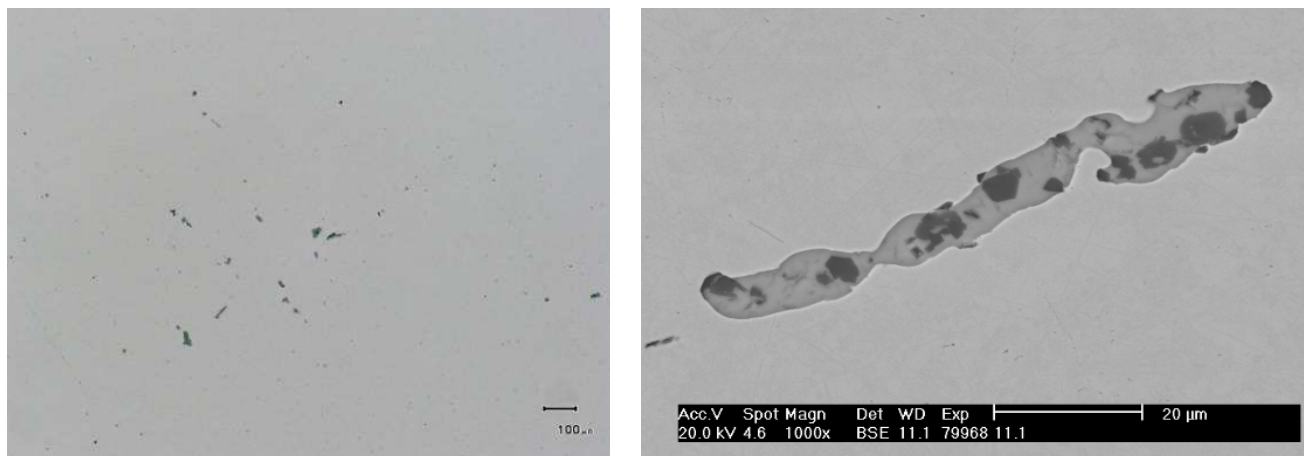


Obr.6.48 Chemické složení středem kostky



Obr.6.49 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.48). Mechanické hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy pro $R_{p0,2}$ a mimo středové oblasti i pro R_m, KV (obr.6.49). A5 a Z splňuje požadavek normy jen v okrajové části odlitku.



Obr.6.50a a 6.50b Kulovité vměstky (zvětšení 100x) a snímek z REM

Pro vzorky byly typické vměstky odpovídající složením oceli po dezoxidaci hliníkem. Oxidy obsahovaly kyslík a hliník s příměsí Mg a sulfidy odpovídaly stechiometricky MnS s příměsí Ca. Oxidy sloužily jako krystalizační jádra pro sulfidy. V některých případech se vměstky spojovaly. Na obr.6.50 je uveden případ protáhlého vměstku s několika oxidickými jádry. Složení oxidické a sulfidické fáze vměstku je uvedeno v tab.6.8. Na některých místech byly pozorovány drobné shluky odpovídající vměstkům IV. typu.

Tab.6.8 Složení vměstků z obr.6.50

Chemické složení v at.%						
	O	Mg	Al	S	Ca	Mn
1111	50,5	3,4	37,8	3,9	2,3	2,2
1112	-	-	-	50,8	7	42,2

Na podnálitkových plochách zkušebních odlitků bylo dále vyhodnocováno zasažení matrice lineárními vadami. Pomocí elektrofluorescenční metody bylo nalezeno v litém stavu celkem 435 mm lineárních vad (obr.6.51). V tepelně zpracovaném stavu na kusu byla vadami zasažena plocha cca. 285cm² (viz. obr.6.52).

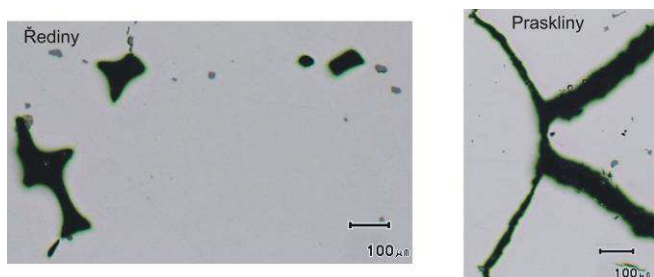


Obr.6.51 Vady na řezu nálitku v litém stavu



Obr.6.52 Vady po TZ v podnálitkové oblasti

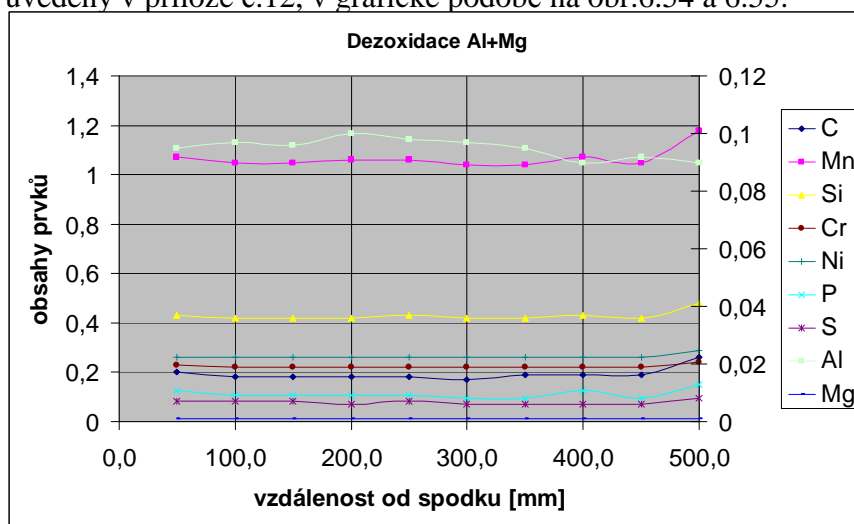
Ve vzorcích vad se objevovalo větší množství ředin a prasklin, objevují se zde shluky ředin o velikosti 100 i více μm (obr.6.53). Sulfidy jsou rozmístěny po celém vzorku. Vměstky jsou vyloučeny jako kulovité oxisulfidy a kulovité sulfidy.



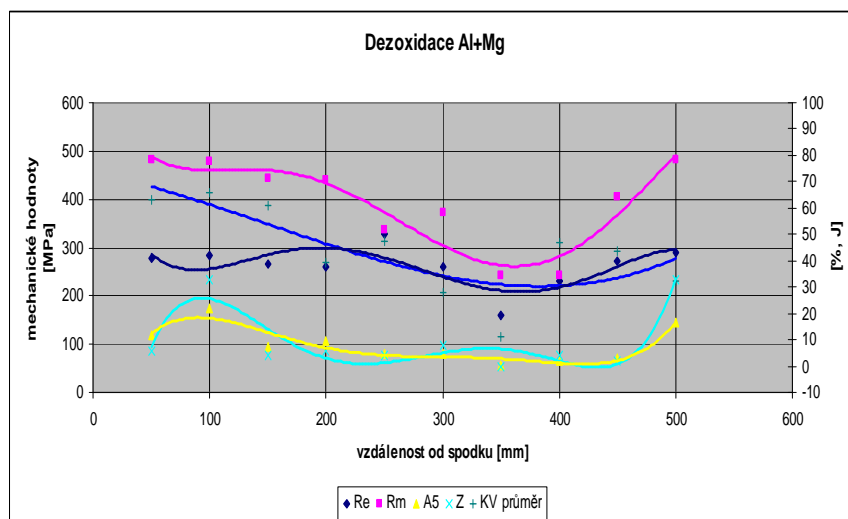
Obr.6.53 Vměstky vyskytující se v podnálitkové oblasti

6.3.5. Ověření dezoxidace Al 0,095%+Mg 0,001% na metalurgickém procesu v EOP

Výsledné chemické složení po průřezu odlitku kostky a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.12, v grafické podobě na obr.6.54 a 6.55.



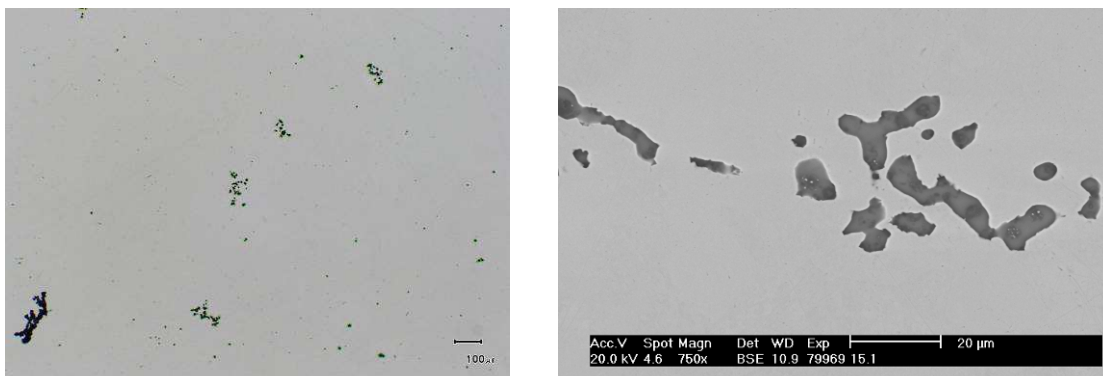
Obr.6.54 Chemické složení středem kostky



Obr.6.55 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.54), mírně je zvýšený obsah C a Mn pod nálitkem. Mechanické hodnoty určené pro tloušťku

60mm byly dosaženy pro $R_{p0,2}$, KV a mimo tří hodnot i pro R_m (obr.6.35), A5 a Z byla nevyhovující po celém průřezu odlitku.



Obr.6.56a a 6.56b Vměstky IV.typu (zvětšení 100x) a snímek z REM

Pro vzorky byly typické vměstky IV. typu. Příklad vměstků je uveden na obr.6.56. Vměstky obsahovaly tři fáze lišící se chemickým složením. Složení fází je uvedeno v tab.6.9. Vměstky byly tvořeny především oxisulfidy hořčíku s přísadou Ca a Mn. Uvnitř vměstků byly nalezeny fáze s podobným složením jako v základní fázi pouze s jiným poměrem prvků.

Tab.6.9 Složení vměstků z obr.6.56

Chemické složení v at.%						
	O	Mg	Al	S	Ca	Mn
1511	14,7	34,3	-	40,7	4,5	5,8
1512	13,6	43,5		35,4	3,4	4,1
1513	14,3	35,1	2,8	38,8	4	5,1

Na podnálitkových plochách zkušebních odlitků bylo dále vyhodnocováno zasažení matrice lineárními vadami. Pomocí elektrofluorescenční metody bylo nalezeno v litém stavu celkem 400 mm lineárních vad (obr.6.57). V tepelně zpracovaném stavu na kusu byla vadami zasažena plocha cca. 982 cm² (viz. obr.6.58).



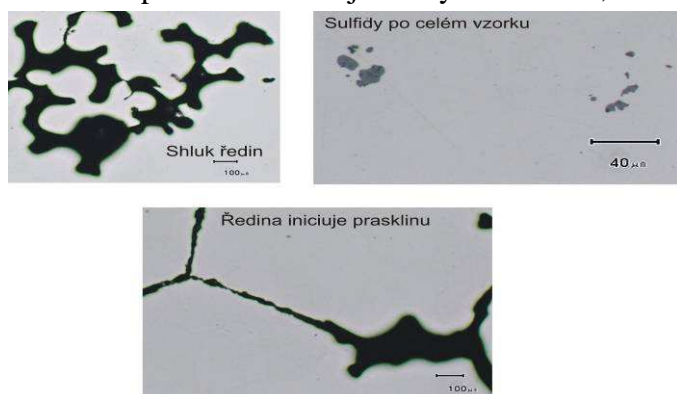
Obr.6.57 Vady na řezu nálitku v litém stavu



Obr.6.58 Vady po TZ v podnálitkové oblasti

Ve vzorcích vad se po celém vzorku vyskytují vměstky - sulfidy. Řediny jsou silně koncentrovány do jednoho místa. Shluk ředin je uveden na horním pravém snímku na

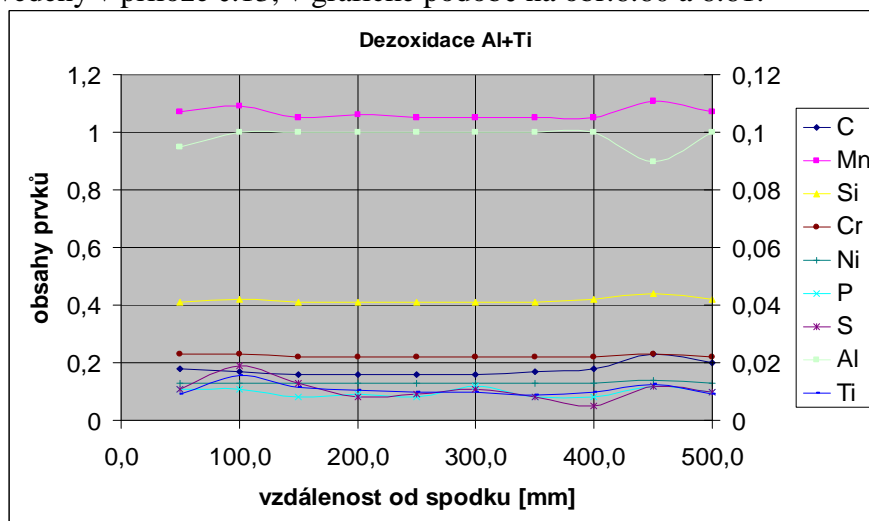
obr.6.59. Na spodním snímku je zachycena ředina, od které se trhlina dále šíří.



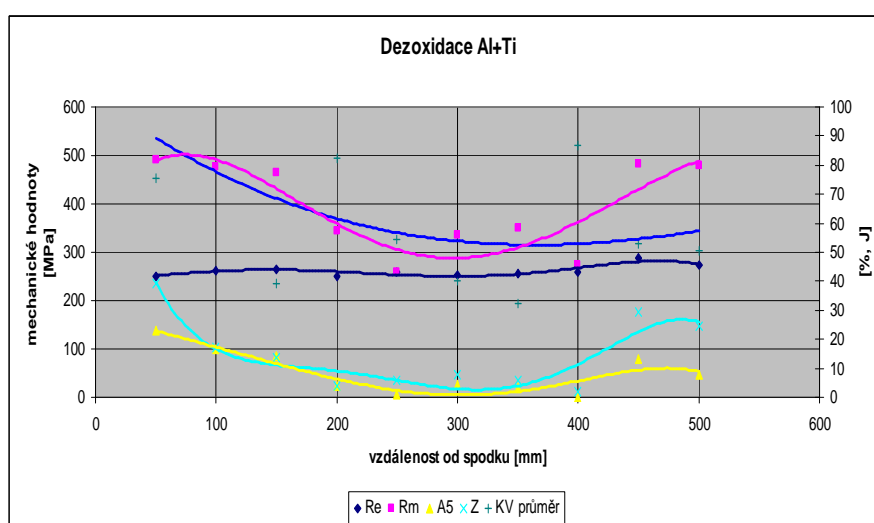
Obr.6.59 Vměstky vyskytující se v podnátkové oblasti

6.3.6. Ověření dezoxidace Al 0,1% +Ti 0,01 na metalurgickém procesu v EOP

Výsledné chemické složení po průřezu odlitku kostky a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.13, v grafické podobě na obr.6.60 a 6.61.

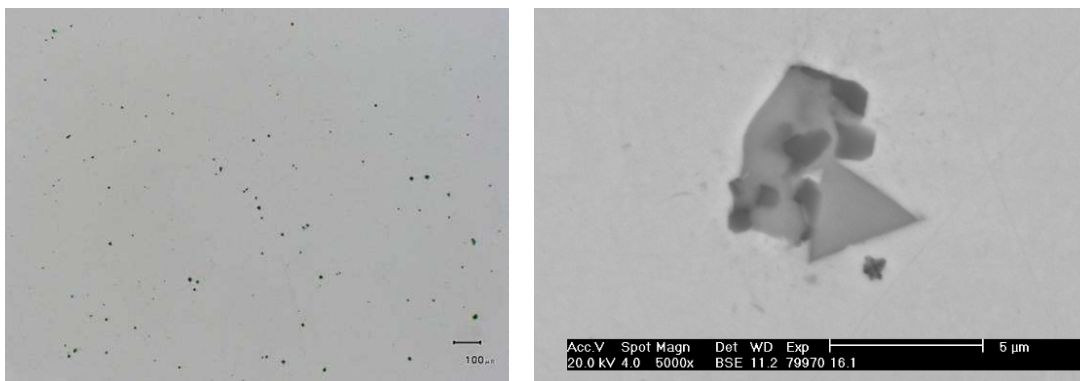


Obr.6.60 Chemické složení středem kostky



Obr.6.61 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.60). Mechanické hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly po celém průřezu dosaženy pro $R_{p0,2}$ a KV (obr.6.61), R_m , A5 a Z byla kromě krajních partií odlitku nevyhovující.



Obr.6.62a a 6.62b Kulovité vměstky (zvětšení 100x) a snímek z REM s vměstkou TiN

Pro vzorky byly typické vměstky jako u oceli dezoxidované Al, obr.6.62a. Jednalo se o kulovité vměstky s jádrem oxidu hliníku, na kterém je vyloučen sulfid. Maximální velikost vměstků je cca 10 µm, vměstky IV. typu se nevyskytují. Zřídka byly pozorovány vměstky morfologicky začínajícího II. typu. Občas byla pozorována trhlinka.

Dále byly nalezeny ostrohranné vměstky nitridu titanu. Příklad vměstků je na obr.6.62b. Složení vměstků je uvedeno v tab.6.10. Šedá fáze odpovídá sulfidu Mn s přísadou Ca. Tmavá fáze tvořena oxidem hlinitým s přísadou Mg. Ostrohranný vměstek odpovídá TiN.

Tab.6.10 Složení vměstků z obr.6.62

Chemické složení v at.%									
	O	Mg	Al	S	Ca	Mn	Ti	Zr	N
1611	-	-	0,9	-	-	-	49,7	0,6	48,8
1612	53,6	3,1	23,4	5,6	-	5	9,3	-	-
1613	19,5	2,7	19,5	25,2	1,3	24,6	7,3	-	-

Na podnálitkových plochách zkušebních odlitků bylo dále vyhodnocováno zasažení matrice lineárními vadami. Pomocí elektrofluorescenční metody bylo nalezeno v litém stavu pouze 35 mm lineárních vad (obr.6.63). V tepelně zpracovaném stavu na kusu byla vadami zasažena plocha cca. 68 cm² (viz. obr.6.64), což je nejméně z této sledované série.

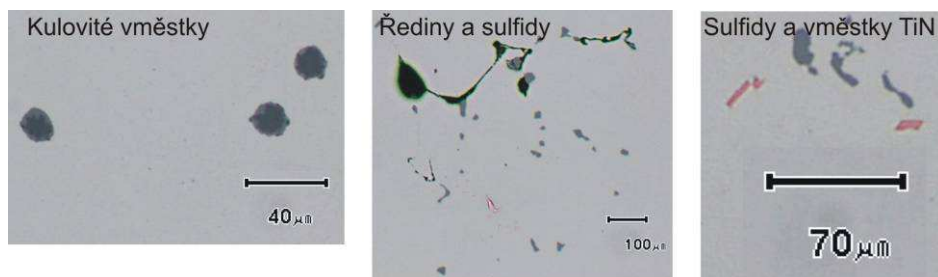


Obr.6.63 Vady na řezu nálitku v litém stavu



Obr.6.64 Vady po TZ v podnálitkové obl.

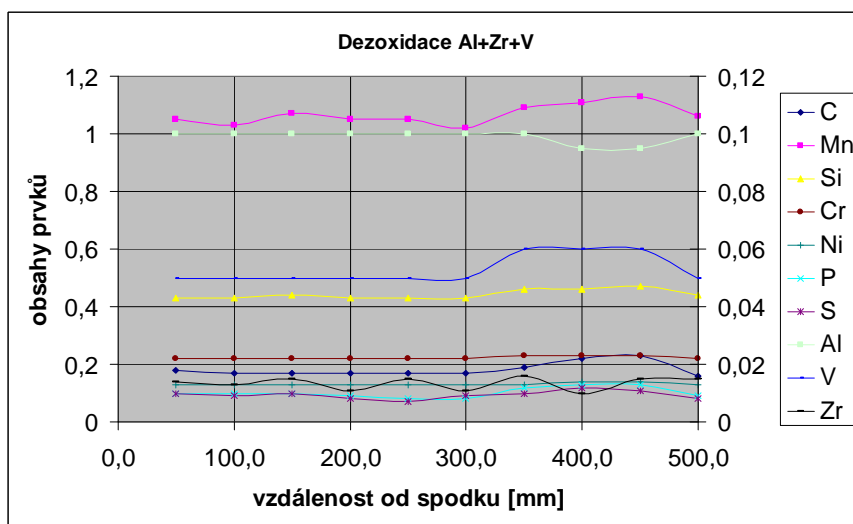
Ve vzorcích ojedinělých vad byly nalezeny sulfidy II. typu a kulovité vměšky o velikosti cca 20 μ m. Ojedinělý shluk ředin je uveden na prostředním snímku na obr.6.65. Na snímku vpravo se vyskytují drobné nitridy titanu.



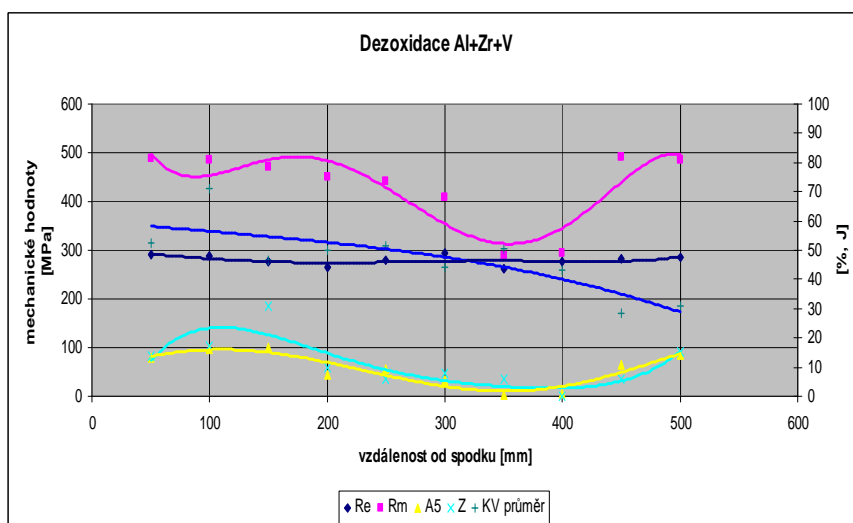
Obr.6.65 Vměšky vyskytující se v podnálitkové oblasti

6.3.7. Ověření dezoxidace Al0.1%+Zr0,013%+V0,05% na metalurgickém procesu EOP

Výsledné chemické složení po průřezu odlitku kostky a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.14, v grafické podobě na obr.6.66 a 6.67.

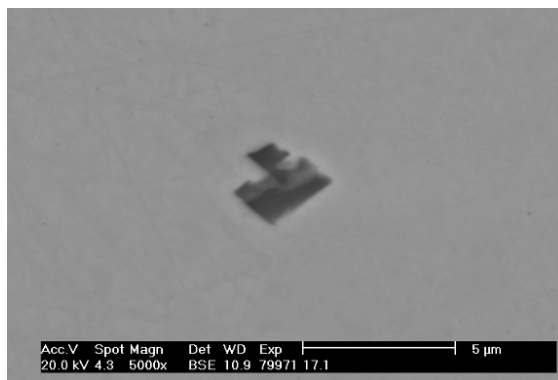
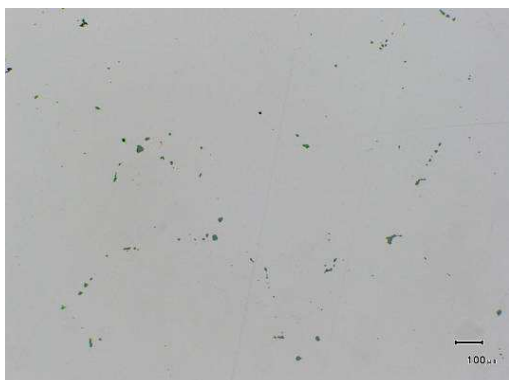


Obr.6.66 Chemické složení středem kostky



Obr.6.67 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.66), v podnátkové oblasti je mírně zvýšený obsah Mn a V. Pevnostní hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy pro $R_{p0,2}$, KV i R_m (kromě 2 hodnot ve 2/3 výšky odlitku) (obr.6.67), A5 a Z byla nízká po celém průřezu.



Obr.6.68a a 6.68b Kulovité vměstky (zvětšení 100x) a snímek z REM

Pro vzorky byly typické velké kulovité vměstky (až nad $30\mu\text{m}$) s hranatým jádrem, obr.6.68a. Jádro obsahovalo oxidy zirkonia, obálka sulfid manganu. Některé vměstky měly obálku, ve které převažoval v sulfidické části vápník. Dusík byl vázán na nitridy hliníku, které se vyskytovaly jednak ve formě drobných krystalů, jednak ve formě jehlic o tloušťce menší než $0,5\mu\text{m}$. V nitridech hliníku se vyskytoval i titan. Na obr. č.148b je uveden nitrid hliníku o složení uvedeném v tab.6.11.

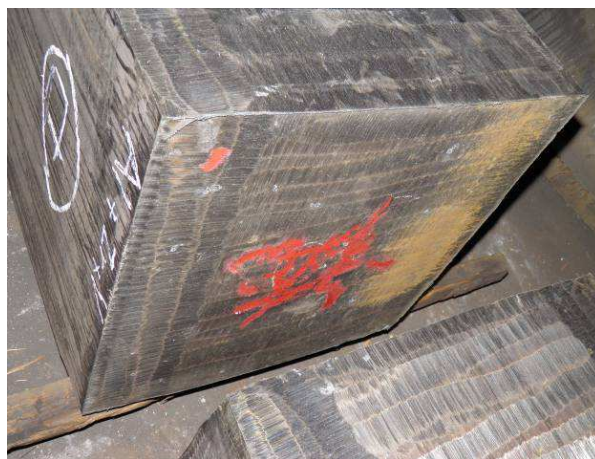
Tab.6.11 Složení vměstků z obr.6.68b

Chemické složení v at. %					
	O	Al	S	N	Mn
1711	6,42	41,1	1,8	48,4	2,2

Na podnátkových plochách zkušebních odlitků bylo dále vyhodnocováno zasažení matrice lineárními vadami. Pomocí elektrofluorescenční metody bylo nalezeno v litém stavu 470 mm lineárních vad (obr.6.69). V tepelně zpracovaném stavu na kusu byla vadami zasažena plocha cca. 491 cm^2 (viz. obr.6.70), což je nejvíce z této sledované série.

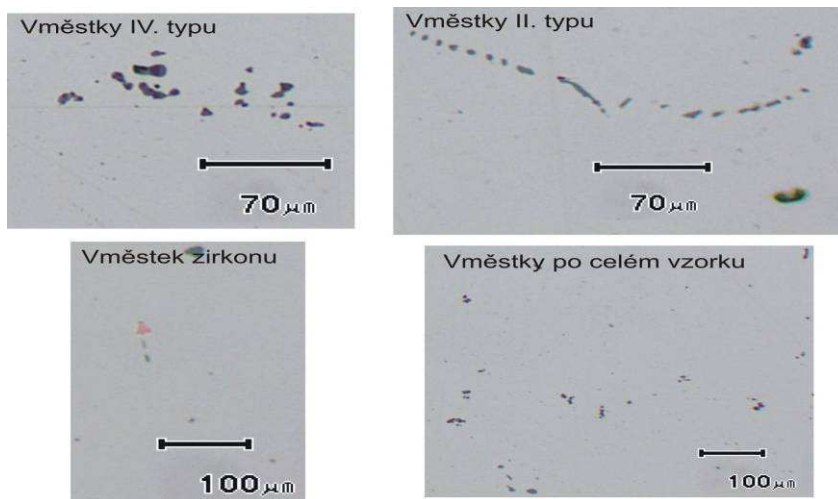


Obr.6.69 Vady na řezu nálitku v litém stavu



Obr.6.70 Vady po TZ v podnátkové oblasti

Ve vzorcích vad se vyskytovaly četné vměstky IV. i II. typu. Na snímku vlevo nahoře na obr.6.71 jsou uvedeny vměstky IV. typu, na snímku vpravo sulfidy II. typu.



Obr.6.71

Shrnutí:

Nejméně lineárních vad pod nálitky po tepelném zpracování odlitku bylo dosaženo u konečné dezoxidace Al+Ti, následovaly Al a Al+Zr.

Nejlepších mechanických hodnot bylo dosaženo při dezoxidaci pouze Al.

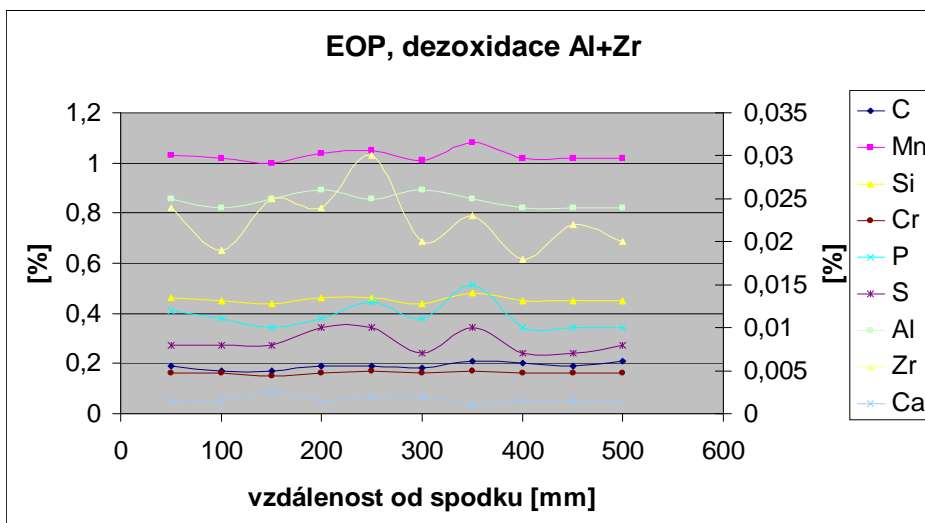
6.4. Ověření způsobu metalurgie výroby tekutého kovu na odlitcích kostek o hraně 500mm z ocele s obsahem C cca. 0,2%

6.4.1. Opakované ověření dezoxidace Al 0,025% + Zr 0,024% na metalurgickém procesu v EOP

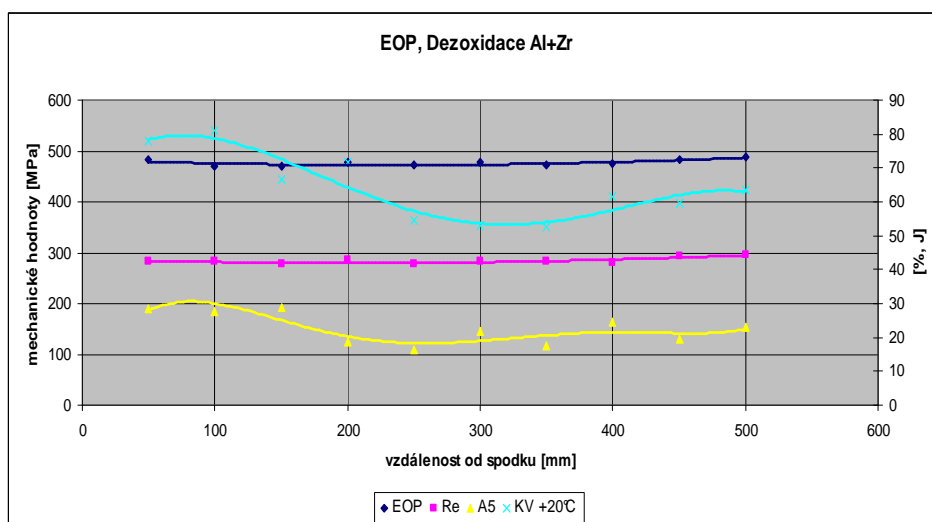
Opakování experimentu bylo zvoleno z důvodu možnosti statisticky ověřit případné rozptyly výsledků v rámci jedné metody dezoxidace. Tavbové chemické složení je uvedeno v tabulce 6.12. Výsledné chemické složení po průřezu odlitku kostky a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.15, v grafické podobě na obr.6.72 a 6.73.

Tab.6.12

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Ca	As	Sn	Sb	N	Zr
%	0,180	1,020	0,440	0,012	0,010	0,160	0,100	0,160	0,030	0,010	0,022	0,002				0,007	0,022



Obr.6.72 Chemické složení středem kostky

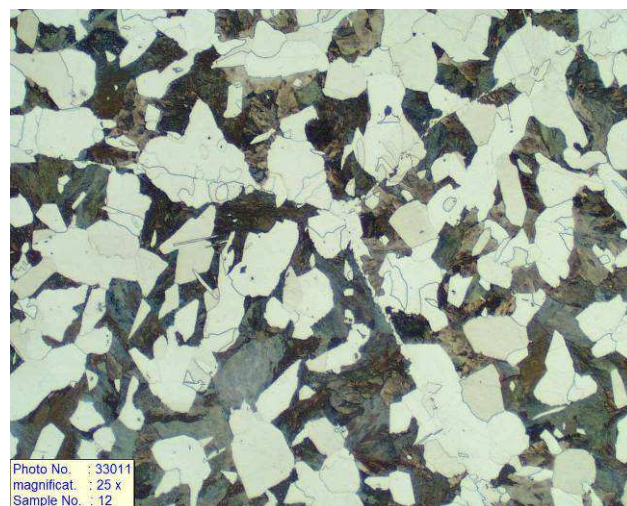


Obr.6.73 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.72). Vyjímkou je především ve středových partiích rozkolísaný obsah Zr, S a P. Mechanické hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy v celém průřezu kostky, kromě A5 ve vrchních 2/3 odlitku (obr.6.73).



Obr.6.74 Oxidy i nitridy Zr, sulfidy II a III typu, zvětšení 25x



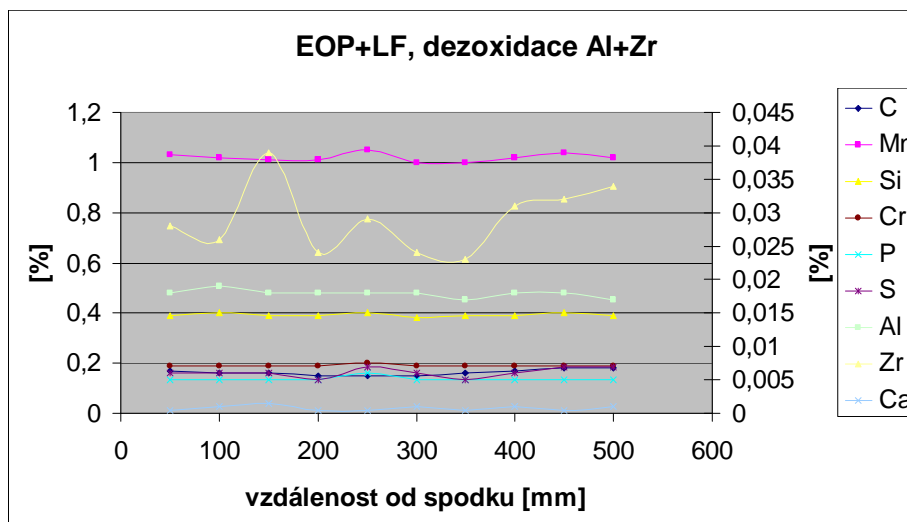
Obr.6.75 Zvýrazněné primární zrna, zvětšení 25x

Jako typické vměstky byly optickou metalografií v litém stavu nalezeny oxidy i nitridy zirkonu, sulfidy II. a III. typu - viz obr.6.74. Vzorek byl silně znečištěn, ale neobsahoval tak velké množství mikroporozity, jako v následujících dvou vzorcích této ověřovací série. V odlitku se nevyskytovaly trhliny po hranicích primárního zrna, ale hranice byly zvýrazněny feritickou laťkou (litý stav)- viz. obr.6.75.

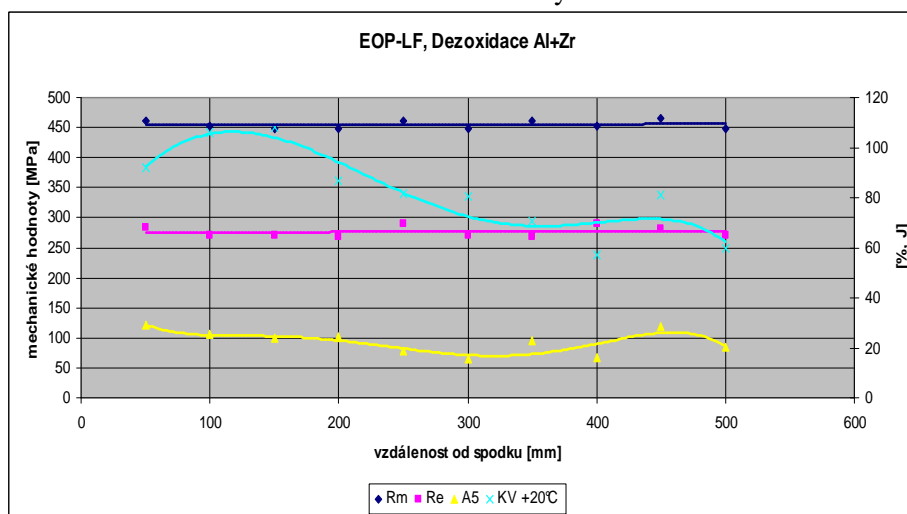
6.4.2. Ověření dezoxidace Al 0,018% + Zr 0,026% na metalurgického procesu v EOP-LF
Tavbové chemické složení je uvedeno v tabulce 6.13. Výsledné chemické složení po průřezu odlitku kostky a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.16, v grafické podobě na obr.6.76 a 6.77.

Tab.6.13

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Ca	As	Sn	Sb	N	Zr
%	0,160	1,050	0,350	0,006	0,007	0,180	0,170	0,120	0,060	0,010	0,017	0,001				0,006	0,034

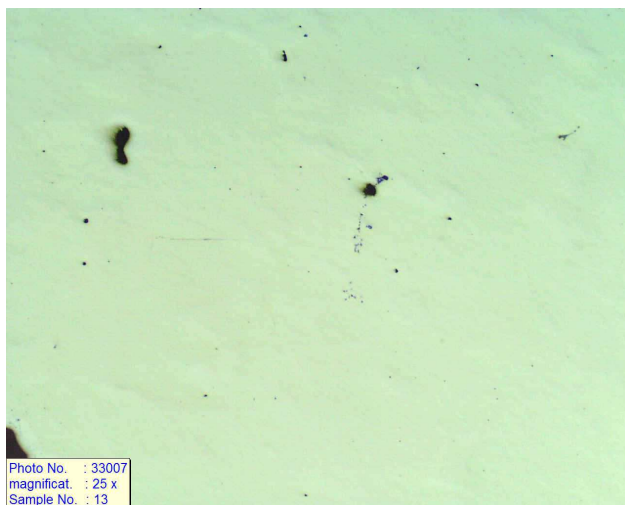


Obr.6.76 Chemické složení středem kostky

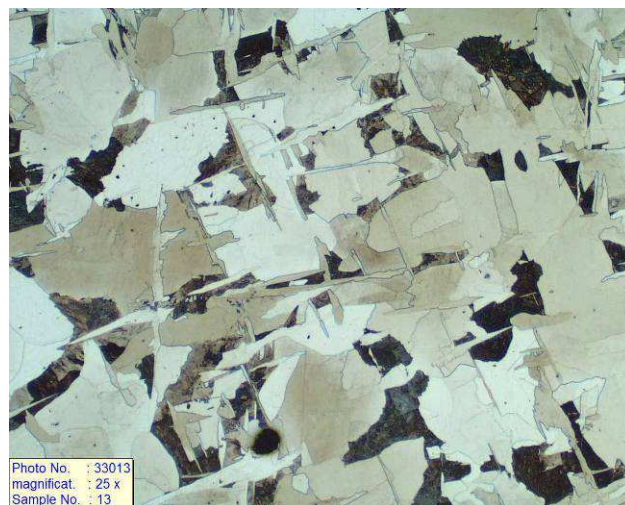


Obr.6.77 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.76). Vyjímku je především ve středových partiích rozkolísaný obsah Zr. Mechanické hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy v celém průřezu kostky, kromě A5 ve středové partii odlitku (obr.6.77).



Obr. 6.78 Oxidy i nitridy Zr, sulfidy II. typu, zvětšení 25x



Obr.6.79 Widmannstättenovy struktura, zvětšení 25x

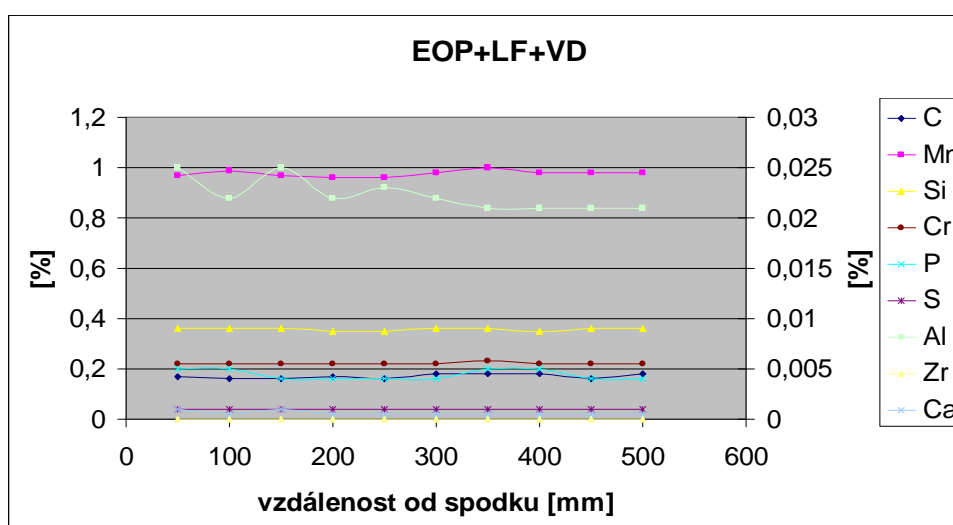
Jako typické vměštky byly optickou metalografií v litém stavu nalezeny oxidy i nitridy zirkonu, sulfidy II. typu. Odlitek byl středně znečištěn, a dále obsahoval větší množství mikroporozity v oblastech pod nálitkem- viz obr.6.78. V odlitku se nevyskytovaly trhliny po hranicích primárního zrna, ale byla nalezena Widmannstättenova struktura (litý stav) - viz obr.6.79.

6.4.3. Ověření dezoxidace Al 0,025% na metalurgického procesu v EOP-LF-VD

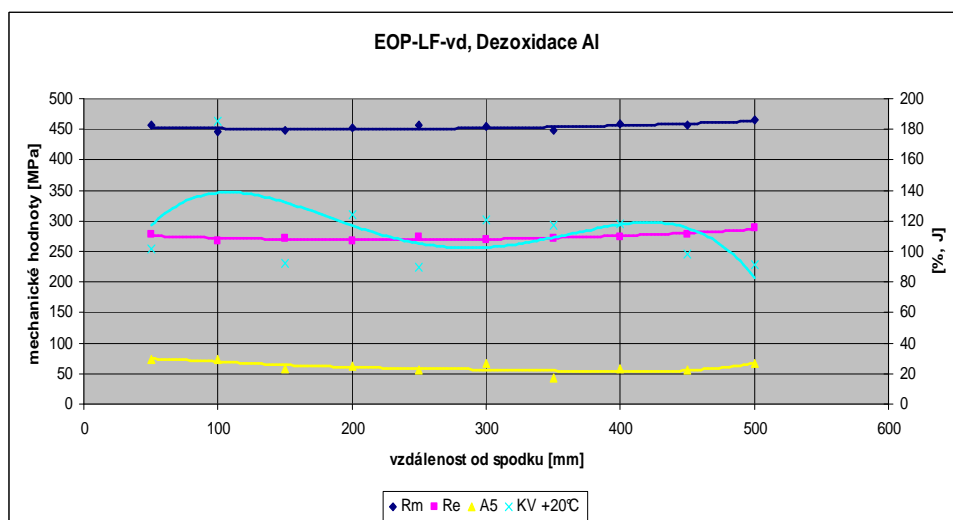
Standardní způsob realizace taveb na VD je bez použití kombinované dezoxidace, tedy bez Zr. Tavbové chemické složení je uvedeno v tabulce 6.14. Výsledné chemické složení po průřezu odlitku kostky a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.17, v grafické podobě na obr.č. 6.80. a 6.81.

Tab.6.14

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Ca	As	Sn	Sb	N	Zr
%	0,170	1,000	0,340	0,006	0,001	0,210	0,140	0,100	0,070	0,010	0,025	0,002				0,0041	0,002

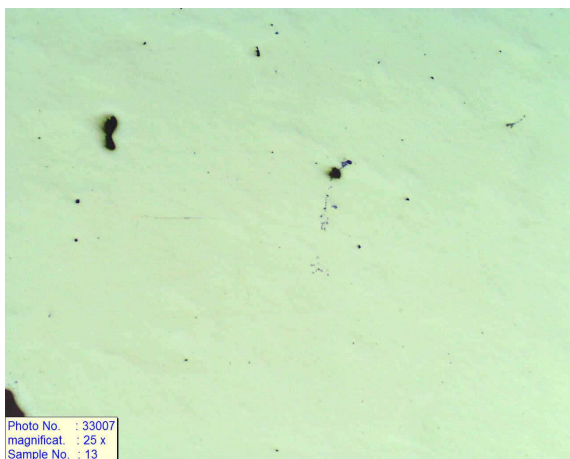


Obr.6.80 Chemické složení středem kostky

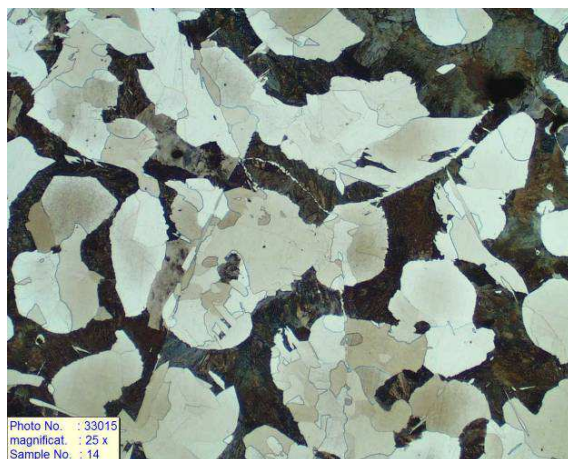


Obr.6.81 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 500mm se prakticky nemění (obr.6.80). Mechanické hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy v celém průřezu kostky (obr.6.81). Tato technologie výroby masivních odlitků byla nejlepší.



Obr.6.82 Al₂O₃, mikroporozita, zvětšení 25x



Obr.6.83 Zvýrazněné primární zrna, zv.25x

Jako typické vměstky byly optickou metalografií nalezeny bodové oxidy Al oxidy - viz obr.6.82. Odlitek dále obsahoval větší množství mikroporozity v oblastech pod nálitkem. V odlitku se nevyskytovaly trhliny po hranicích primárního zrna, ale hranice byly zvýrazněny feritickou laťkou (litý stav)- viz obr.6.83.

Shrnutí:

Nejlepších dosažených výsledků z pohledu mechanických hodnot i mikročistoty bylo dosaženo při použití metalurgického procesu výroby oceli EOP-LF-VD. Tento proces je odlišný od EOP, resp. EOP-LF tím, že zde nikdy není používána kombinovaná dezoxidace. To může částečně snížit hodnotu dosaženého závěru z pohledu porovnání dezoxidací, ale z pohledu porovnání procesů výroby oceli na jednotlivých agregátech je výstup jednoznačný.

6.5. Ověření typu dezoxidace na odlitcích kostek o hraně 750 mm z ocele s obsahem C cca. 0,2%, lité z EOP

Experiment byl naplánován na základě předchozích výsledků s cílem ověřit nejslibnější varianty dezoxidace i vhodné lící teploty na masivnějších kusech, než tomu bylo v předchozích případech.

Bylo zaformováno celkem 6 odlitků kostek o hraně 750mm, tekutý kov byl zpracován v ŽDAS a.s. na zásadité elektrické obloukové peci o nominální kapacitě 15t.

Požadované mechanické hodnoty na volně litém zkušebním línu tloušťky 60mm:

R_m ≥ 380Mpa, R_{p 0,2} ≥ 200 Mpa, A₅ ≥ 25 %, Z ≥ 40%, KV_{+20°C} ≥ 27J.



Obr.6.84 Formy a surové odlitky zkušebních kostek o hraně 750mm

V průběhu lití taveb byl jeden odlitek odlit z teploty cca 1610°C, druhý odlitek po odstátí a změření teploty ponorně v pánvi z teploty cca. 1570°C (obr.6.84). Byly celkem odlity 3 tavby z EOP s konečnou dezoxidací v pánvi: Al, Al+Zr, Al+Ti.

Tepelné zpracování odlitků v bodech 6.5. a 6.6. bylo normalizační žhání 900°C/vzduch a popuštění 650°C/vzduch.

V následujícím budou v krátkosti popsány výsledné hodnoty jednotlivých kombinací.

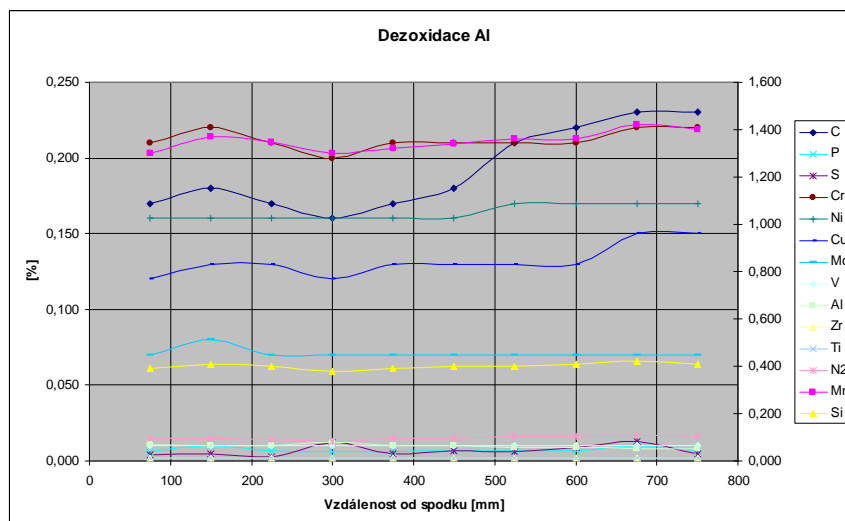
6.5.1. Ověření dezoxidace Al 0,011% na metalurgickém procesu v EOP

Tekutá ocel byla dezoxidována v pánvi pomocí Al. Chemické složení tavby, viz tabulka 6.15.

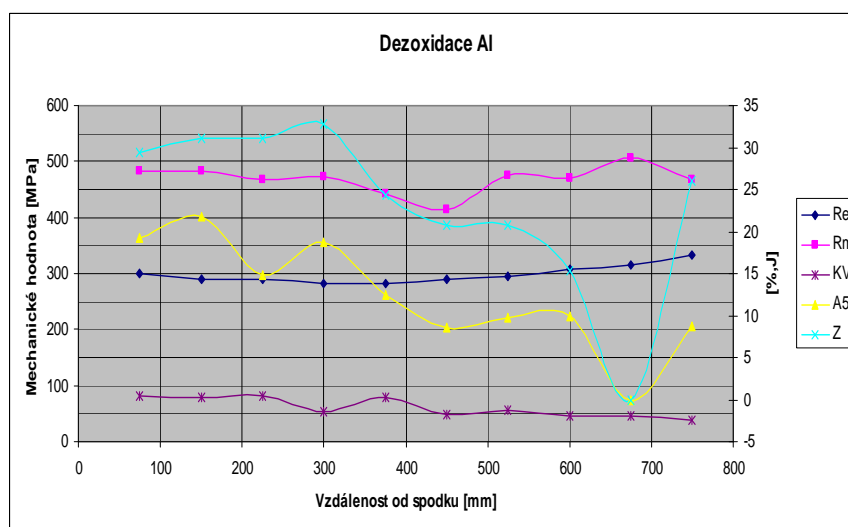
Tab.6.15

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Ca	N	Sn	Sb	Ti	Zr
%	0,190	1,360	0,420	0,007	0,009	0,210	0,160	0,120	0,070	0,010	0,015	0,003	0,0112				0,002

Výsledné chemické složení po průřezu odlitku kostky a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.18, v grafické podobě na obr.6.85 a 6.86.



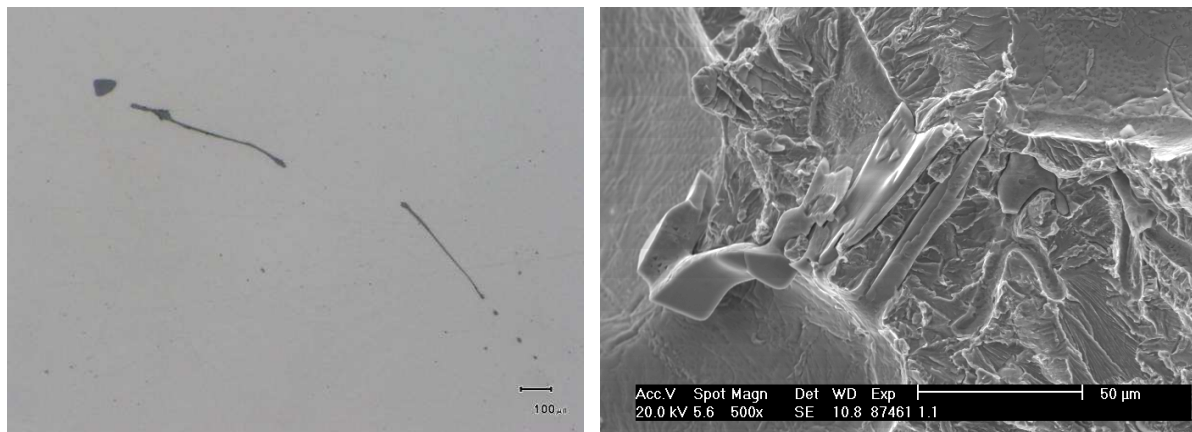
Obr.6.85 Chemické složení středem kostky



Obr.6.86 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 750mm se významně nemění, je pouze mírný nárůst obsahů většiny prvků v podnálitkové oblasti (obr.6.85). Vyjimkou je silný nárůst

obsahu C v podnálitkové oblasti. Pevnostní hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy v celém průřezu kostky (obr.6.86), hodnoty A5 a Z byly naopak v celém průřezu nedostatečné.



Obr.6.87a a 6.87b Vměstky sulfidů II. typu (zvětšení 100x) a snímek z REM vzorku 75mm od spodku odlitku

Pro vzorky jsou typické sulfidické vměstky II typu, obr.6.87. Častý je také výskyt mikroporozity, velikost ředin desítky μm . Morfologie lasturového lomu nebyla pozorována, k porušení vzorků docházelo z 80% tvárným lomem jamkovým mechanismem.

Tab.6.16 Typické složení sulfidů, viz. obr.6.87b

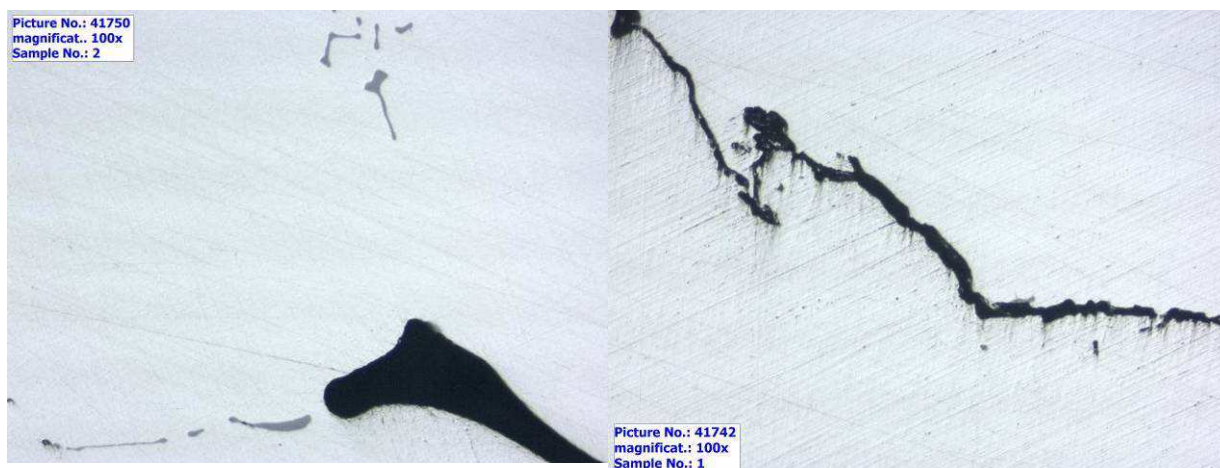
Prvek	S	Mn	Fe
atom. %	50,56	45,9	3,54

Na podnálitkových plochách zkušebních odlitků bylo vyhodnocováno zasažení matrice lineárními vadami. Pomocí elektrofluorescenční metody bylo nalezeno v tepelně zpracovaném stavu celkem 0 cm^2 lineárních vad (obr. 6.88a), UZ vadami byla zasažena plocha cca. 1147 cm^2 . Když byl z téže tavby celý experiment opakován, ale licí teplota byla oproti původním 1570°C navýšena o $30\text{-}40^\circ\text{C}$, bylo nalezeno v tepelně zpracovaném stavu celkem 88 cm^2 lineárních vad (obr.6.88b), UZ vadami byla zasažena plocha cca. 928 cm^2 .



Obr.6.88a a 6.88b Vady po TZ v podnálitkové oblasti

Ve vzorcích z míst s identifikovanými lineárními vadami se nacházely vměstky ve formě sulfidů II. typu vyloučené v mezidendritických prostorech a časté mikrořediny (obr.6.89).



Obr.6.89a a 6.89b Mikroporozita, sulfidy II. typu a trhliny v oblasti EMG vad (zvětšení 100x)

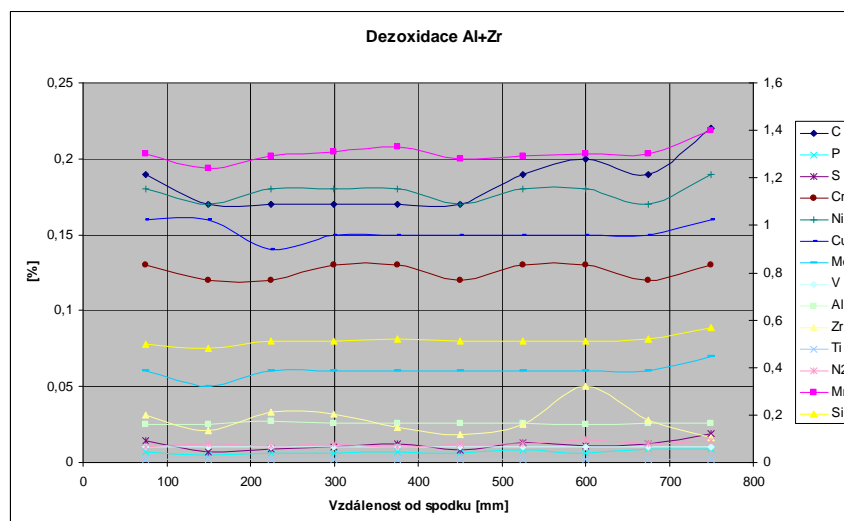
6.5.2. Ověření dezoxidace Al (0,026%)+Zr(0,026%) na metalurgickém procesu v EOP

Tekutá ocel byla dezoxidována v pánvi pomocí Al+Zr. Chemické složení tavby, viz tabulka 6.17.

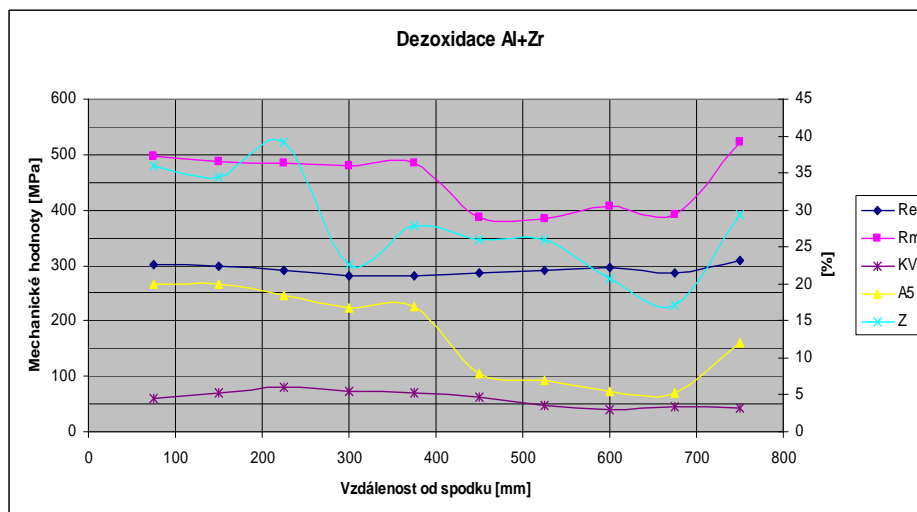
Tab.6.17

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Ca	N	Sn	Sb	Ti	Zr
%	0,200	1,450	1,310	0,007	0,012	0,130	0,180	0,150	0,060	0,010	0,024	0,003	0,0213				0,027

Výsledné chemické složení po průřezu odlitku kostky a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.19, v grafické podobě na obr.6.90 a 6.91.

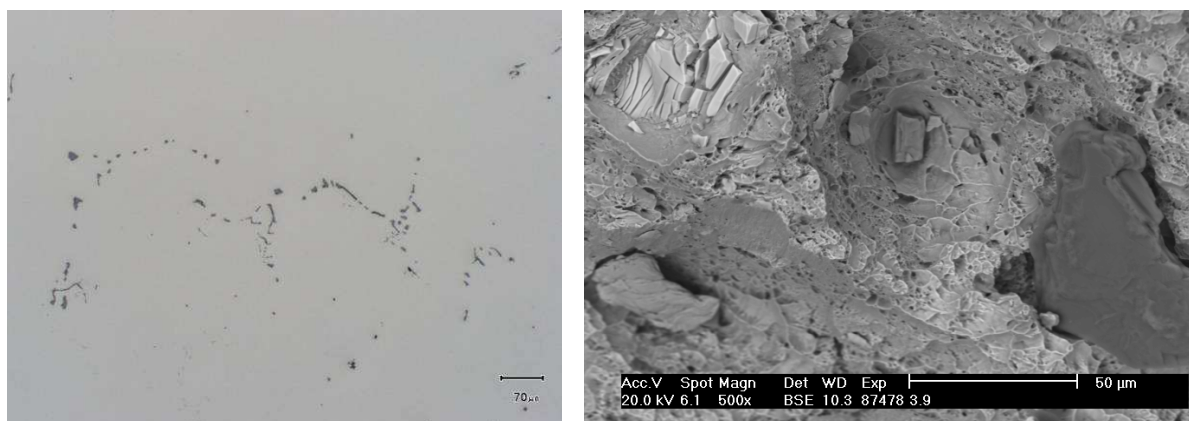


Obr.6.90 Chemické složení středem kostky



Obr.6.91 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 750mm se významně nemění, je pouze mírný nárůst obsahů většiny prvků v podnálitkové oblasti (obr.6.90). Vyjímkou je silný nárůst obsahu C a Zr v podnálitkové oblasti. Pevnostní hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy v celém průřezu kostky (obr.6.91), A5 a Z je v celém průřezu nevyhovující.



Obr.6.92a a 6.92b Vměstky sulfidů II.typu (zvětšení 100x) a dále krystaly Zr vměstků, snímek z REM

Pro vzorky jsou typické sulfidické vměstky II typu, obr.6.92a. Kromě sulfidů manganu byl také častý výskyt krystalů Zr, jak potvrdila analýza vměstků pomocí REM, např. na obr.6.92b. Morfologie lasturového lomu byla pozorována v podnálitkové oblasti odlitku do hloubky až 100mm, kde cca. z 10% lomové plochy tahových zkoušek obsahovalo lasturový lom.

Tab.6.18 Typické Složení vměstků Zr, viz. obr.6.92b

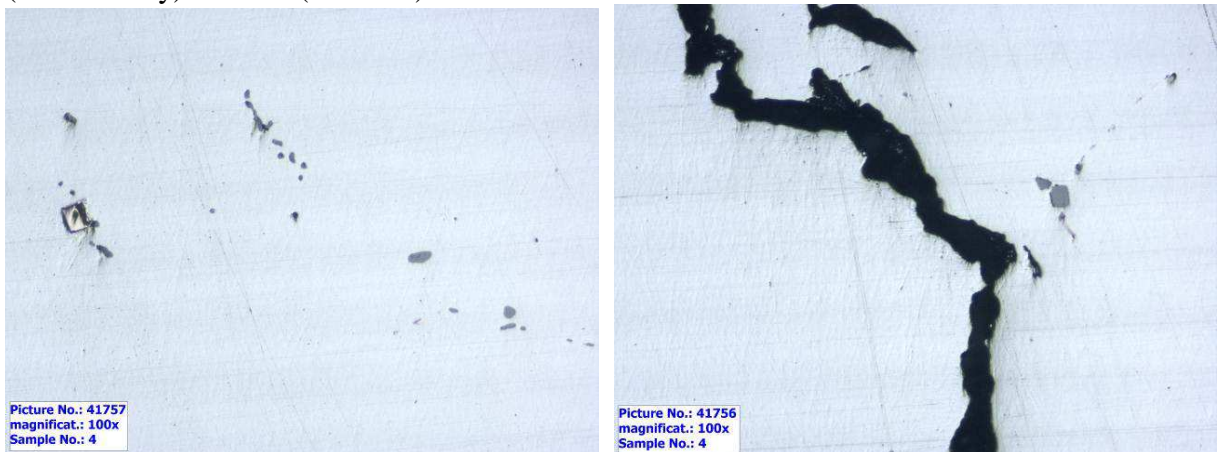
Prvek	Zr	Ti	Fe
atom. %	90,46	3,51	6,03

Na podnálitkových plochách zkušebních odlitků bylo dále vyhodnocováno zasažení matrice lineárními vadami. Pomocí elektrofluorescenční metody bylo nalezeno v tepelně zpracovaném stavu celkem 0 cm² lineárních vad (obr.6.93a), UZ vadami byla zasažena plocha cca. 549 cm². Když byl z téže tavby celý experiment opakován, ale lící teplota byla oproti původním 1570°C navýšena o 30-40°C, bylo nalezeno v tepelně zpracovaném stavu celkem 269 cm² lineárních vad (obr.6.93b), UZ vadami byla taktéž zasažena plocha cca 269 cm².



Obr.6.93a a 6.93b Vady po TZ v podnálitkové oblasti

Ve vzorcích z míst s identifikovanými lineárními vadami se nacházely vměstky ve formě sulfidů III. typu vyloučené v mezidendritických prostorech a časté oxidy i nitridy (karbonitridy) zirkonu (obr.6.94).



Obr.6.94a a 6.94b Sulfidy III. typu, oxidy a nitridy zirkonu, masivní trhliny v oblasti EMG vad (zvětšení 100x)

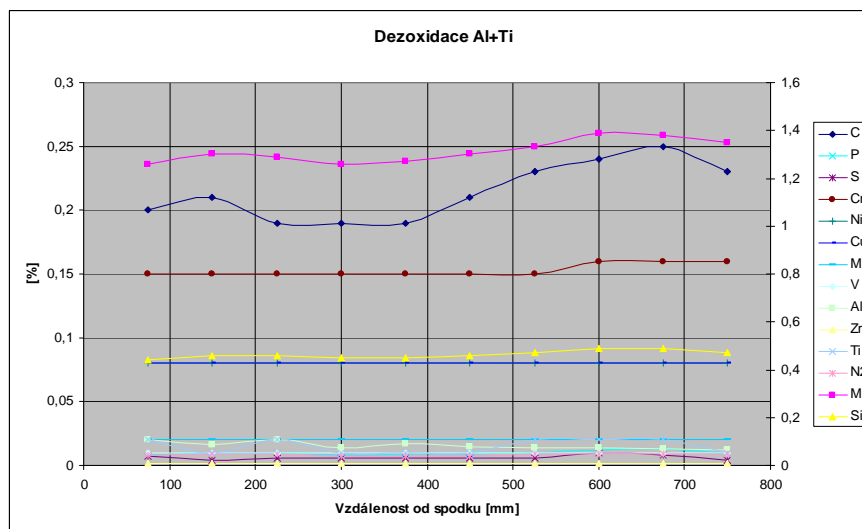
6.5.3. Ověření dezoxidace Al 0,015% +Ti 0,015% na metalurgickém procesu v EOP

Tekutá ocel byla dezoxidována v pánvi pomocí Al. Chemické složení tavby, viz tabulka 6.19.

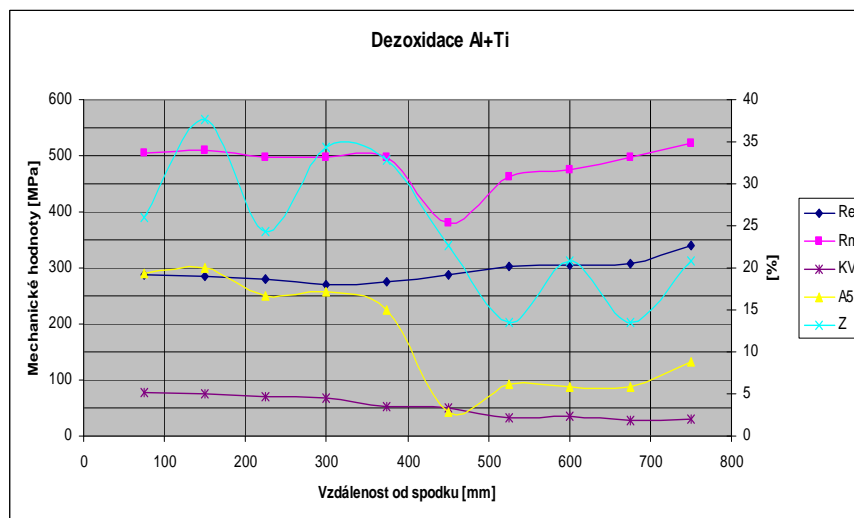
Tab.6.19

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Ca	N	Sn	Sb	Ti	Zr
%	0,220	1,340	0,470	0,010	0,007	0,150	0,080	0,080	0,020	0,010	0,016	0,002	0,0116			0,015	0,001

Výsledné chemické složení po průřezu odlitku kostky a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.20, v grafické podobě na obr.6.95 a 6.96.

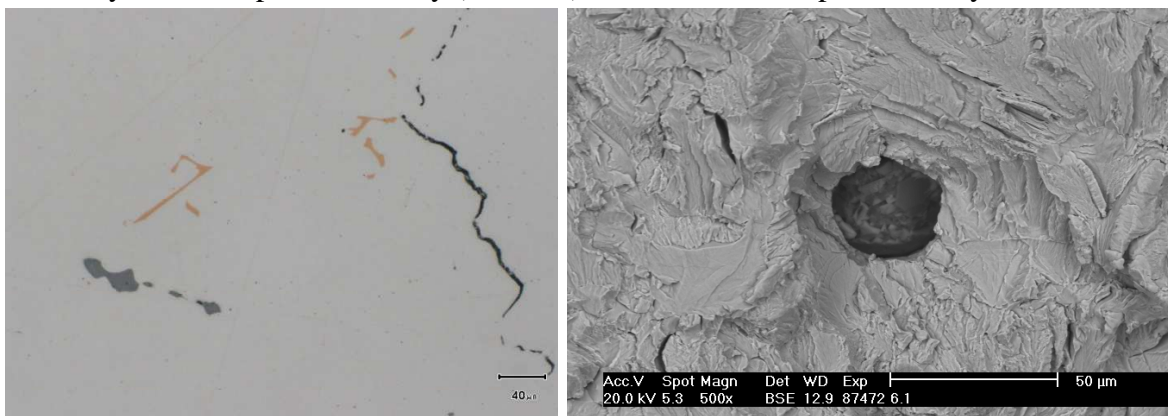


Obr.6.95 Chemické složení středem kostky



Obr.6.96 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 750mm se významně nemění, je pouze mírný nárůst obsahů většiny prvků v podnálitkové oblasti (obr.6.95). Vyjimkou je silný nárůst obsahu C v podnálitkové oblasti. Pevnostní hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy v celém průřezu kostky (obr.6.96), A5 a Z v celém průřezu nevyhovovalo.



Obr.č. 6.97a a 6.97b Vměstky sulfidů II. typu, nitridy (karbonitridy) Ti vedle trhliny základního materiálu (zvětšení 100x) a snímek z REM

Pro vzorky jsou typické sulfidické vměstky II. typu - viz. obr.6.97a, častý byl také výskyt nitridů (karbonitridů) Ti. Na lomových plochách tahových zkoušek byly často nacházeny vměstky CaO a CaS, jak potvrdila analýza vměstků pomocí REM, např. na obr.6.97b.

Morfologie lasturového lomu nebyla pozorována nikde, k porušení vzorků zde docházelo většinou tvárným mechanismem.

Tab.6.20 Typické složení vměstků na bázi Ti, viz. obr.6.97b

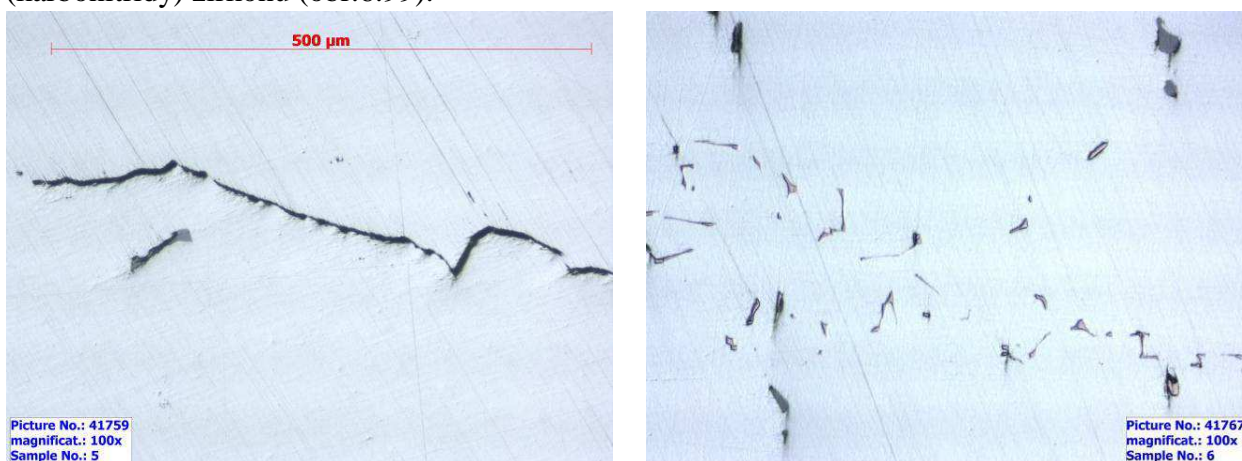
Prvek	N	Ti	Nb	Fe
atom. %	49,29	46,14	2,42	2,15

Na podnátkových plochách zkušebních odlitků bylo dále vyhodnocováno zasažení matrice lineárními vadami. Pomocí elektrofluorescenční metody bylo nalezeno v tepelně zpracovaném stavu celkem 0 cm^2 lineárních vad (obr.6.98a), ojedinělými UZ vadami byla zasažena plocha cca. 1331 cm^2 . Když byl z téže tavby celý experiment opakován, ale licí teplota byla oproti původním 1570°C navýšena o $30\text{-}40^\circ\text{C}$, bylo nalezeno v tepelně zpracovaném stavu celkem 406 cm^2 lineárních vad (obr.6.98b), UZ vadami byla zasažena taktěž plocha cca. 406 cm^2 .



Obr.6.98a a 6.98b Vady po TZ v podnátkové oblasti

Ve vzorcích z míst s identifikovanými lineárními vadami se nacházely vměstky ve formě sulfidů III. typu vyloučené v mezidendritických prostorách a časté oxidy i nitridy (karbonitridy) zirkonu (obr.6.99).



Obr.6.99a a 6.99b Trhlinky v okolí sulfidů II. typu, nitridy a karbonitridy Ti tvořící až skelety v oblasti EMG vad (zvětšení 100x)

Shrnutí:

Žádné lineární vady pod nátky po tepelném zpracování odlitku nebyly nalezeny při dodržení vhodné nízké licí teploty (s danými optimálními obsahy dezoxidujících prvků). Útlum UZ vln se vyskytoval ve všech případech zkoumaných odlitků a signalizuje výskyt podpovrchových

lineárních vad. Menších oblastí útlumu bylo dosaženo při vyšších lících teplotách, což je jednoduše vysvětlitelné posunutím celého napadeného objemu naposledy tuhnoucí taveniny výše směrem do nálitku. V odlitku pak zbývá menší objem vadami napadené struktury a část se přesouvá do nálitku, což vidíme i díky oblastem vad detekovaných EMG na přechodu odlitek-nálitku.

Při vysoké lící teplotě se vyskytovaly lineární i UZ vady pod nálitku vždy.

Mechanické vlastnosti u zkoumaných odlitků jsou si relativně podobné, pevnostní hodnoty určené pro zkušební klín tl.60mm jsou splněny po celém průřezu (ve spodní polovině odlitky vyšší hodnoty), hodnoty A5 a Z splněny nejsou, ale ve spodní části odlitku se přibližují spodní mezi požadované normou.

6.6. Ověření způsobu metalurgie výroby tekutého kovu na odlitcích kostek o hraně 750mm z ocele s obsahem C cca. 0,2% a s optimální lící teplotou 1570°C

6.6.1. Opakované ověření dezoxidace Al na metalurgického procesu v EOP

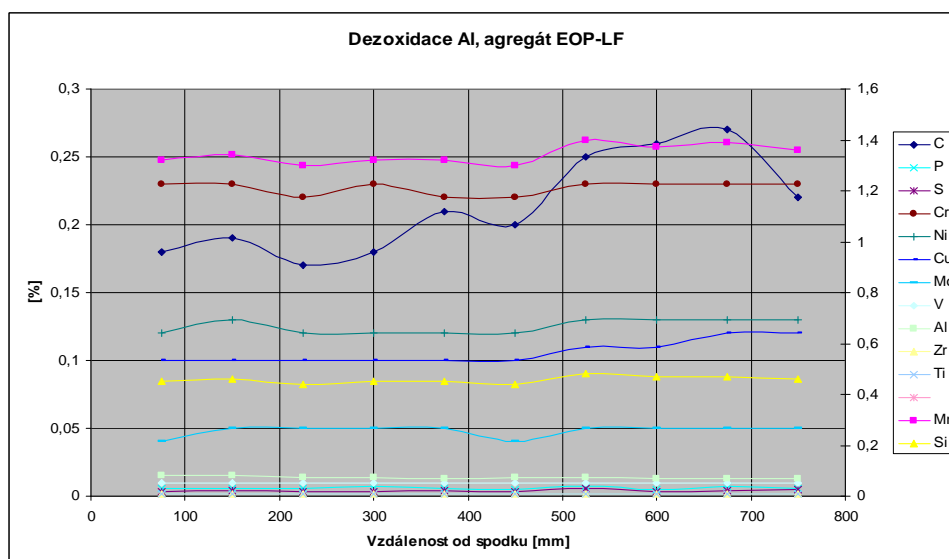
Toto ověření při teplotě 1570°C mělo být provedeno stejně jako v bodu 6.5.1. z důvodu statistického vyhodnocení rozptylu výsledných hodnot v rámci jednoho typu dezoxidace. Nebylo však bohužel provedeno, protože v řešeném projektu již nebyly potřebné finanční prostředky.

6.6.2. Ověření dezoxidace Al 0,014% na metalurgického procesu v EOP-LF

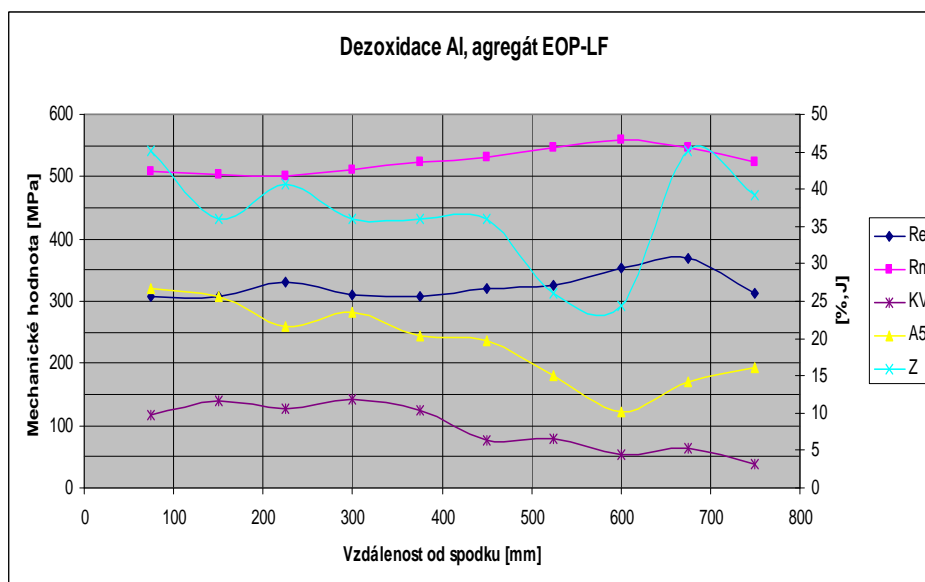
Tavbové chemické složení je uvedeno v tabulce 6.21. Výsledné chemické složení po průřezu odlitku kostky o hraně 750mm a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.21, v grafické podobě na obr.č. 6.100. a 6.101.

Tab.6.21

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Ca	N	Sn	Sb	Ti	Zr
%	0,200	1,300	0,430	0,010	0,001	0,190	0,160	0,150	0,040	0,010	0,020	0,003	0,0085				0,002

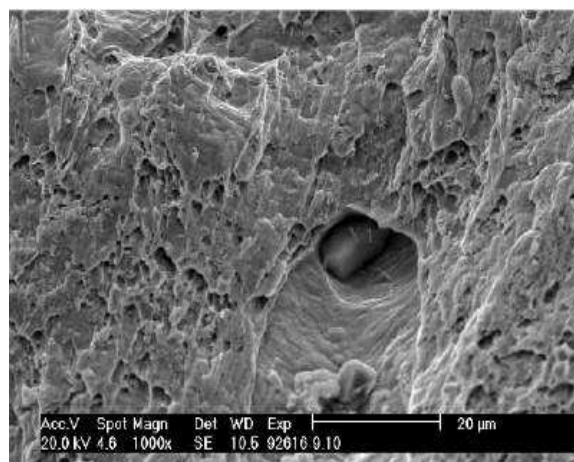
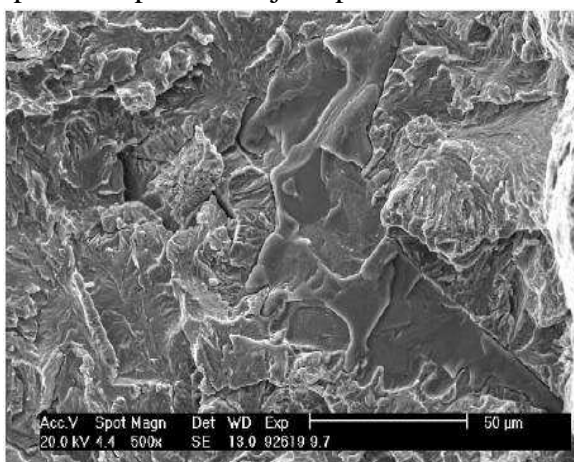


Obr.6.100 Chemické složení středem kostky



Obr.6.101 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 750 mm se zásadně nemění (obr.6.100). Vyjímkou je významný nárůst C od cca. poloviny průřezu odlitku. Pevnostní hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy v celém průřezu kostky (obr.6.101), A5 a Z bylo dosaženo pouze v spodní okrajové partii odlitku.



Obr.6.102a a 6.102b Sulfidy II. typu, a oxidy Al, snímky z REM

Pro vzorky jsou typické sulfidické vměstky II. typu - viz. snímek z REM na obr.6.102a . Na lomových plochách tahových zkoušek byly často také nacházeny vměstky oxidů hliníku i křemíku – viz snímek z REM na obr.6.102b. Typické analýzy vměstků po průřezu celého odlitku je uvedena v tabulce 6.22. Morfologie lasturového lomu nebyla pozorována nikde, k porušení vzorků docházelo z větší části tvárným mechanismem.

Tab.6.22 Složení typických vměstků z analýzy REM, viz obr.6.102

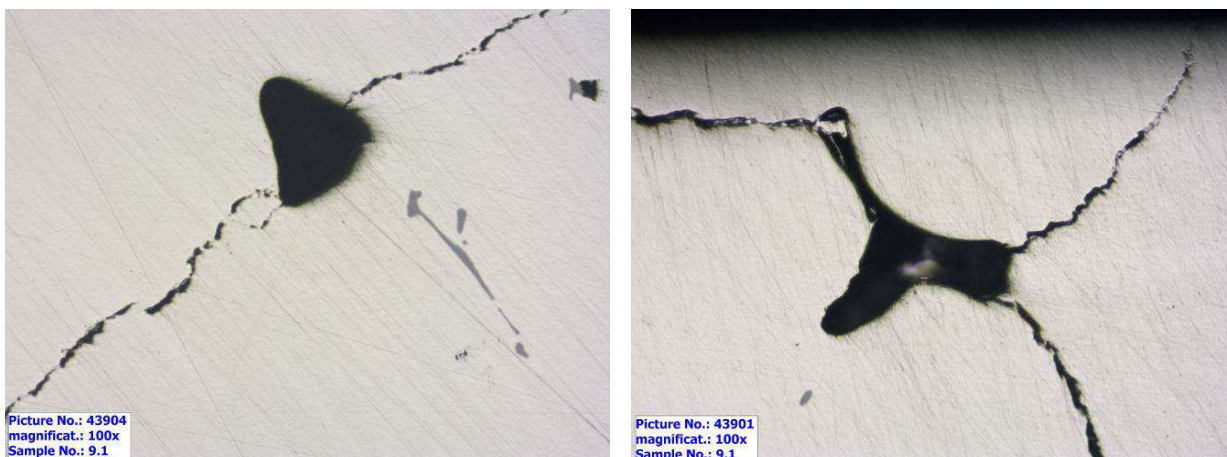
Vz. č.	O	Si	Al	S	Mn	Na	Fe
9.10-1	39,71		34,50				25,79
9.10-2				49,69	43,86		6,45
9.10-3	53,40		38,31				8,29
9.10-4	62,23	14,12	1,63	1,99	20,03		
9.10-5	39,06		36,78		0,51		23,65
9.10-6	37,46		35,70		0,49	3,66	22,69

Na podnálitkových plochách zkušebních odlitků bylo dále vyhodnocováno zasažení matrice lineárními vadami. Pomocí elektrofluorescenční metody nebyly nalezeny v tepelně zpracovaném stavu vady (obr.6.103a), UZ vady také nebyly nalezeny. Když byl z téže tavby celý experiment opakován, ale obsah Al byl oproti původnímu 0,02% navýšen na 0,04%, nebyly sice nalezeny v tepelně zpracovaném stavu lineární vady (obr.6.103b), UZ vadami však byla zasažena plocha cca. 525 cm². Výsledné chemické složení a mechanické hodnoty opakovaného experimentu jsou přehledně uvedeny v příloze č.22.



Obr.6.103a a 6.103b Vady po TZ v podnálitkové oblasti

Ve vzorku ze středu podnálitkové oblasti s identifikovanými lineárními vadami se nacházely vměstky ve formě sulfidů II. typu vyloučené v mezidendritických prostorech, dále mikroporozita a masivní trhlinky (obr.6.104).



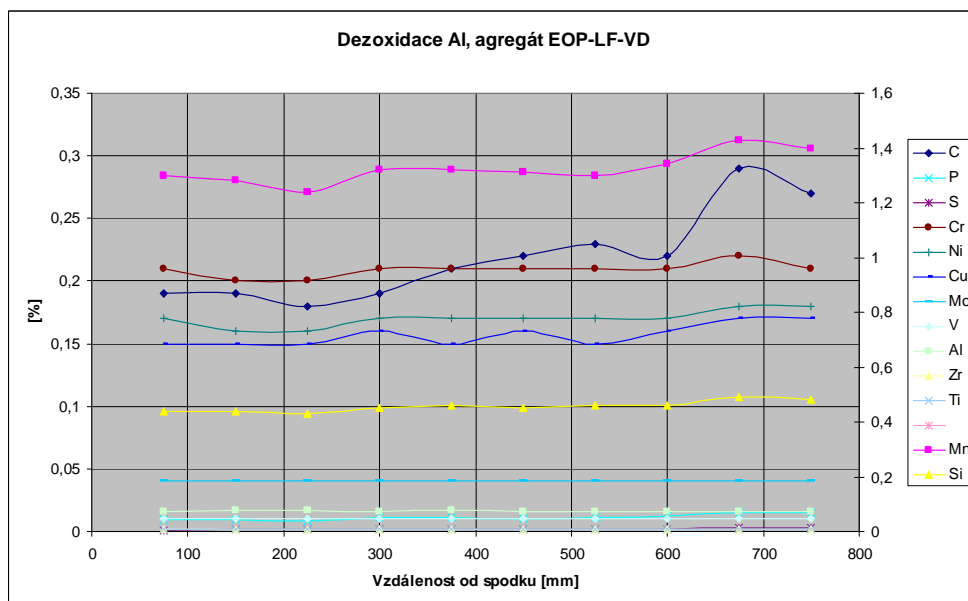
Obr.6.104a a 6.104b Trhlinky v okolí sulfidů II. typu, mikroporozita v oblasti EMG vad (zvětšení 100x)

6.6.3. Ověření dezoxidace Al 0,016% na metalurgického procesu v EOP-LF-VD

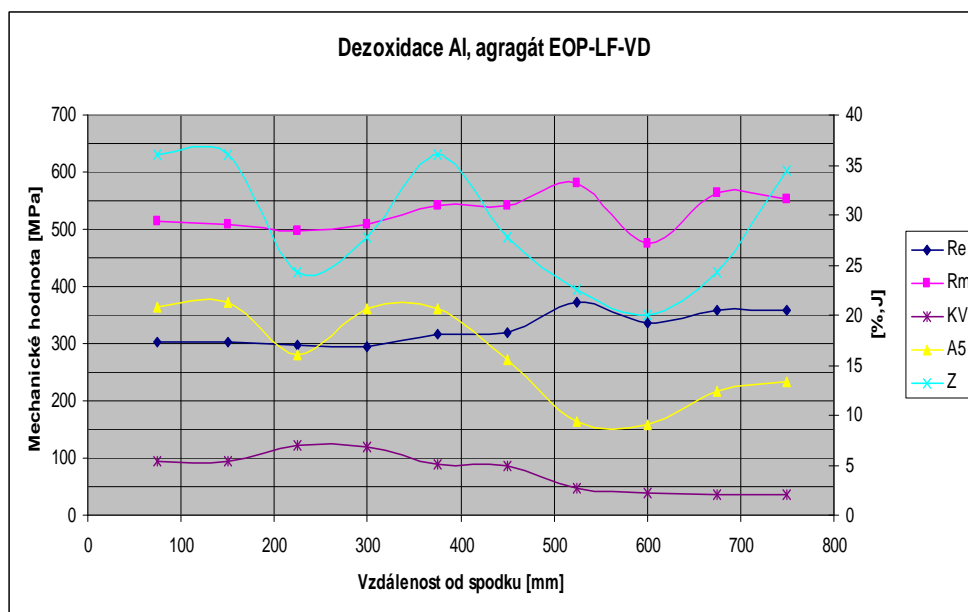
Tavbové chemické složení je uvedeno v tabulce 6.23. Výsledné chemické složení po průřezu odlitku kostky o hraně 750mm a dosažené mechanické hodnoty jsou formou tabulek detailně uvedeny v příloze č.23, v grafické podobě na obr.č. 6.105 a 6.106.

Tab.6.23

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Ca	N	Sn	Sb	Ti	Zr
%	0,200	1,360	0,450	0,007	0,006	0,220	0,130	0,110	0,050	0,010	0,019	0,001	0,0047				0,002

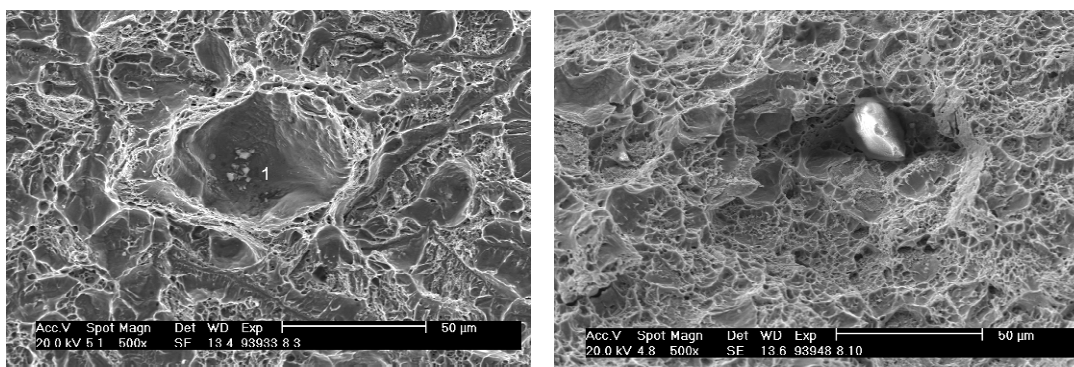


Obr.6.105 Chemické složení středem kostky



Obr.6.106 Mechanické hodnoty středem kostky

Chemické složení po průřezu odlitku krychle o hraně 750mm se prakticky nemění (obr.6.105). Vyjímkou je významný nárůst C ve vrchní třetině průřezu odlitku pod nálitkem. Mechanické hodnoty určené pro tloušťku 60mm byly dosaženy v celém průřezu kostky (obr.6.106), A5 a Z nevyhověla v celém průřezu.



Obr.6.107a a 6.107b Příklady vměstků sulfidických a oxidických, snímky z REM

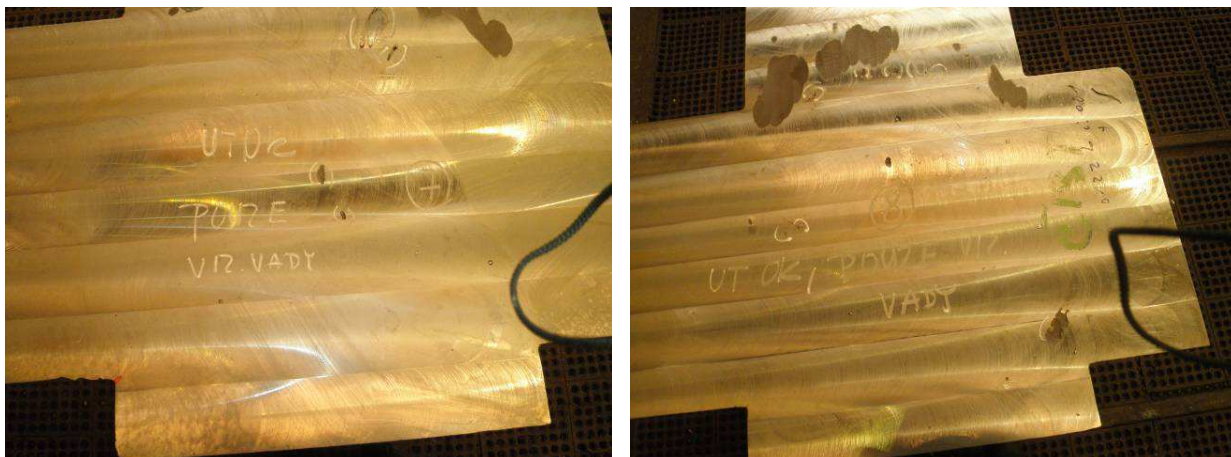
Pro vzorky je typická vysoká čistota oceli, vyskytovalo se jen malé množství vměstků. Jako příklad vměstků vyskytujících se po průřezu odlitku jsou uvedeny snímky mikrostruktur sulfidu MnS a oxidu SiO₂ na obr.6.107.

Tab.6.24 Složení typických vměstků z analýzy REM, viz obr.6.107

Prvek	O	Na	Al	Si	S	K	Ca	Fe	Mn
atom. %	51,28	3,07	17,66	19,45	0,34	1,44	0,62	6,15	
					49,79			3,25	46,95

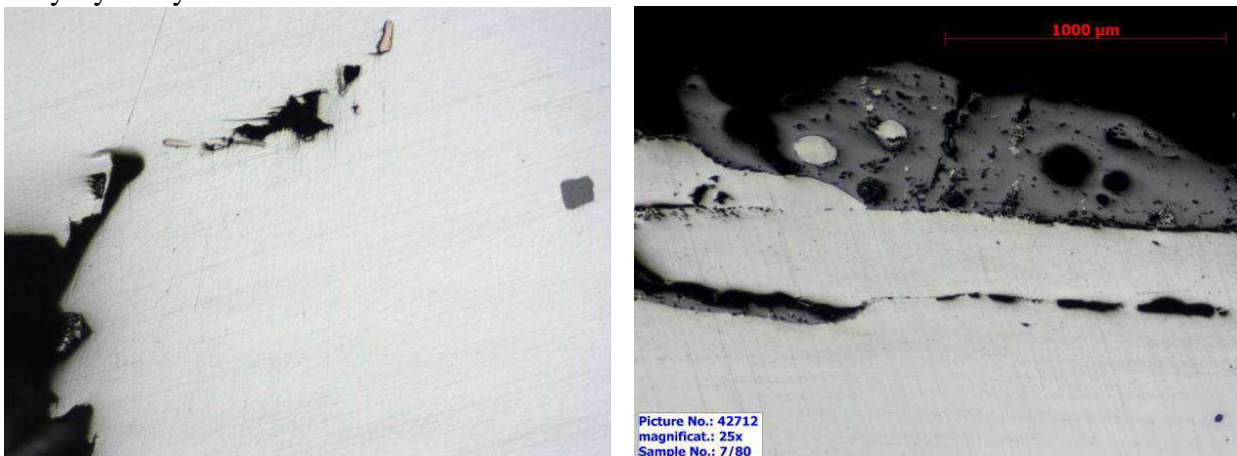
Na podnálitkových plochách zkušebních odlitků bylo dále vyhodnocováno zasažení matrice lineárními vadami. Pomocí elektrofluorescenční metody nebyly nalezeny v tepelně zpracovaném stavu vady (obr.6.108a), UZ vady také nebyly nalezeny. Když byl z téže tavby celý experiment opakován, ale obsah Al byl oproti původnímu 0,019% navýšen na 0,038%, nebyly nalezeny v tepelně zpracovaném stavu lineární vady (obr.6.108b), UZ vady také

nebyly nalezeny. Výsledné chemické složení a mechanické hodnoty opakovaného experimentu jsou přehledně uvedeny v příloze č.22.



Obr.6.108a a 6.108b Vizualní vady po TZ v podnálitkové oblasti

Ve vzorcích z míst s identifikovanými povrchovými vizualními vadami se nacházely vměstky ve formě sulfidů III. typu a produkty reoxidace (obr.6.109). Vnitřní vady se v odlitcích nevyskytovaly.



Obr. 6.109a a 6.109b Dutiny v okolí sulfidu III. typu, produkty reoxidace v oblasti vizualních vad (zvětšení 25x)

Shrnutí:

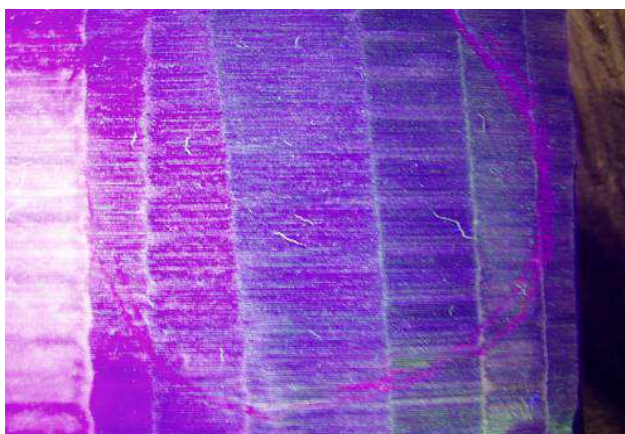
Při zařazení sekundární metalurgie do výroby oceli, je možné dosáhnout výroby masivních odlitků bez lineárních podnálitkových vad. Podmínkou je u procesu EOP-LF dodržení optimálního (nízkého) obsahu Al, optimální (nízké) lící teploty a obsahu N do 100ppm. U procesu VD, při dodržení optimální lící teploty, lze díky nízkým obsahům plynů i síry dosáhnout při až dvojnásobném obsahu Al než je optimální odlitků bez vad.

Pevnostní vlastnosti oceli po průřezu masivního odlitku se po zařazení sekundární metalurgie významně nezměnily, plastické vlastnosti se mírně zlepšily.

7. Diskuse výsledků

V předchozím bodu č.6 byly v krátkosti uvedeny některé z výsledků provedených experimentů na odlitcích kostek o hraně 500 respektive 750 mm, z uhlíkových ocelí . Byl hodnocen vliv dezoxidace, tepelného modulu a metalurgického zpracování taveniny na výskyt vměstků, lineárních vad a vliv na mechanické vlastnosti oceli.

Cílem celého rozsáhlého experimentu bylo u uhlík-manganových ocelí s obsahem C v rozmezí 0,1 - 0,25% nalézt příčinu a následně cílenými opatřeními čelit vzniku výskytu lineárních vad pod nálitky masivních odlitků, v první fázi považovaných za „lasturový lom“. Jedním z nejdůležitějších přínosů řešení je zjištění, že vlásečnicové vady detekované EMG a vyskytující se relativně často v podnálitkových oblastech masivních odlitků z nelegovaných uhlíkových ocelí, nemusí vždy být způsobeny nadbytečným obsahem Al a lasturovým lomem. Vzhled vad na zabroušeném (obr.7.1) nebo obrobeném (obr.7.2) povrchu je v podstatě shodný jako u odlitků zasažených lasturovým lomem, ale příčiny mohou být různé – viz bod. 5.1. Rozborem výsledků experimentů z různých úhlů pak v následujícím vyplyne skutečné řešení problému lineárních vad pod nálitky, místo dosavadní pouhé snahy optimalizovat obsahy Al po konečné dezoxidaci oceli ze zásadité EOP.



Obr.7.1 Vlásačnicové vady pod nálitkem



Obr.7.2 Ukončování vad pod nálitkem

V následujícím bude problematika jednotlivých vlivů na podnálitkové vady masivních odlitků diskutována v pořadí odpovídajícím členění experimentu v bodu 6:

- Modul tělesa odlitku
- Metalurgie tekuté oceli
- Chemického složení po průřezu
- Mikrostruktura - velikost primárního zrna
- Vliv tepelného pnutí
- Mechanické vlastnosti
- Mikrostruktura – vměstky

7.1. Vliv modulu odlitku na výskyt lineárních vad pod nálitky

V rámci projektu byly lity dva typy odlitků s maximálním modulem 11 a 16 [cm]. U většiny se vyskytovaly podnálitkové vady detekované EMG. V tomto bodu jsou hodnoceny odlitky lité z oceli zpracované pouze na EOP.

Ze všech ověřovaných variant odlitků z maximálním modulem 11cm byly z *pohledu klasického lasturového lomu* hodnotitelné pouze ty odlitky, kde byl záměrně zvýšen obsah dezoxidačního Al. U ostatních odlitků, pokud byly postiženy lineárními vadami

v podnálitkových oblastech, byla příčina jiná, než vyloučení AlN po hranicích primárního zrna.

U odlitků s maximálním modulem 16 cm byly z *pohledu klasického lasturového lomu* hodnotitelné pouze ty odlitky, kde byla hladina Al vyšší, než 0,03%.

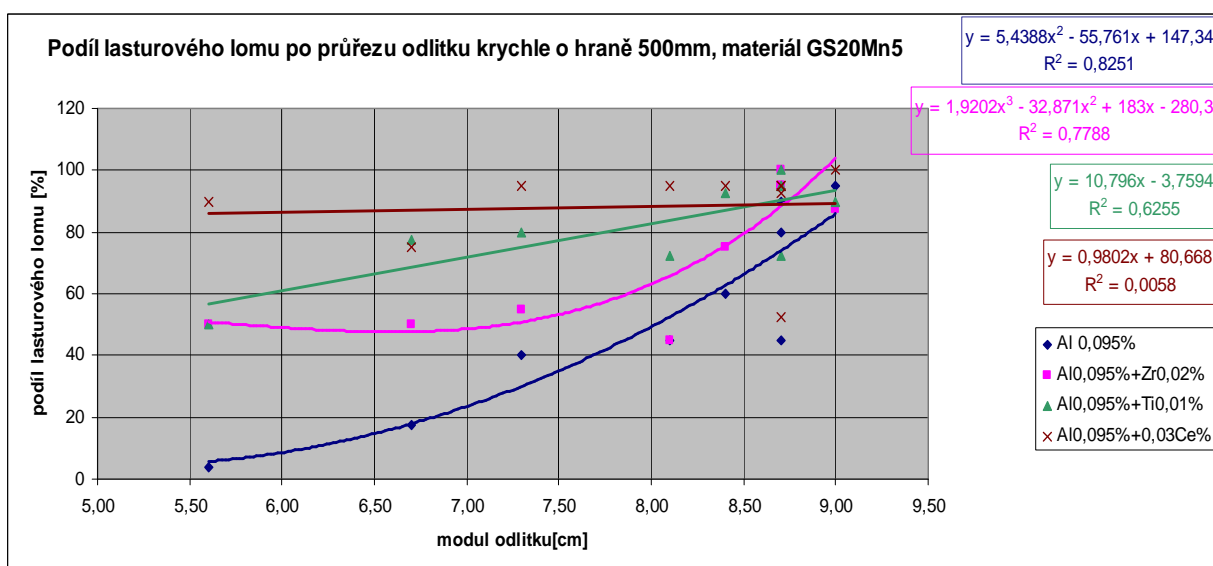
Šenberger a kol. [39] popsal závislost mezi výskytem lineárních vad charakterizovaných podílem plochy lasturového lomu na tahové zkoušce a aktuálním modulem odlitku. Pro odlitek krychle o hraně 500 mm zde bohužel byla spočtena konstanta tuhnutí K [min/cm^2] bez zohlednění neochlazovaných ploch, a tudíž byla také špatně spočtena podle vztahu

$$\tau = K \cdot R^2 \quad (7.1)$$

kde τ je čas tuhnutí, K je konstanta tuhnutí a R je relativní tloušťka stěny. Správně vypočtené hodnoty R jsou podle mého názoru minimálně o 1 cm vyšší, než v práci [39]. Pro jednodušší zjištění reálného R [cm] jsem zvolil prostý odečet hodnot modulu z výsledků simulace v software MAGMASoft, jež zahrnuje všechny ostatní vlivy při tuhnutí odlitku, včetně lokálního přehřátí např. vtokovou soustavou. Výsledné průběhy hodnot relativní tloušťky stěny R (tzv. modul odlitku) [cm] a podíly lasturového lomu obou zkušebních odlitků jsou uvedeny v příloze č. 25 a 26.

Na tomto základě bylo zjištěno následující:

Pro odlitek krychle o hraně 500 mm

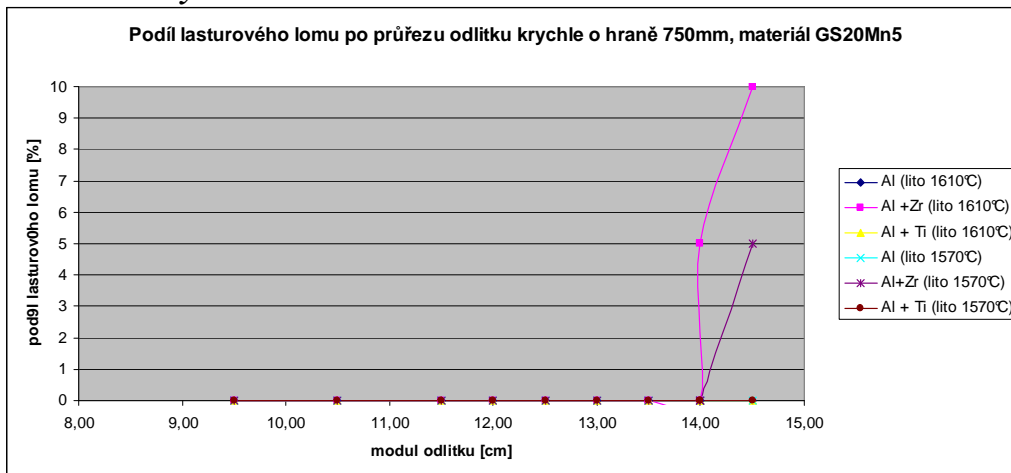


Obr.7.3 Podíl lasturového lomu po průřezu kostek o hraně 500[mm] v závislosti na typu dezoxidace

Závislosti na obr.7.3 platí pro uhlíkové oceli typu GS20Mn5 (obsah C cca. 0,2%) vyráběné v EOP, pro jiné typy ocelí (především legované) může platit jen omezeně. Nicméně jasným výstupem je:

- s rostoucím modulem odlitku roste riziko vzniku i podíl lasturového lomu
- nejvhodnější způsob dezoxidace je pouze Al (případně + Ca)
- jakákoliv kombinovaná dezoxidace má za následek vždy vyšší riziko vzniku lasturového lomu

Pro odlitek krychle o hraně 750 mm

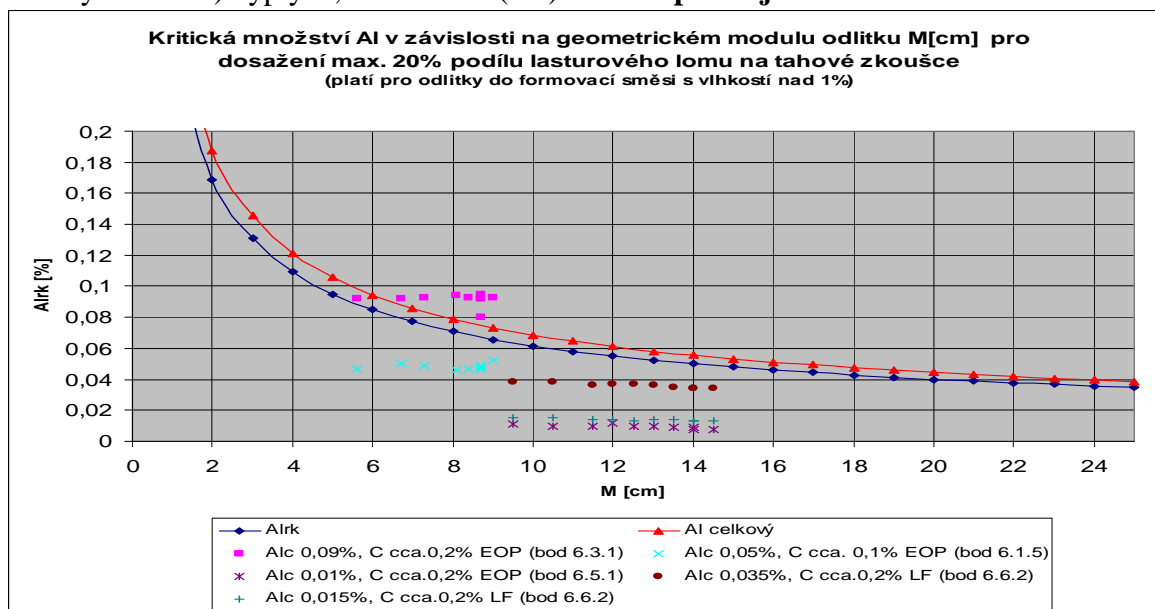


Obr.7.4 Podíl lasturového lomu po průřezu kostek o hraně 750[mm] v závislosti na typu dezoxidace

Závislost na obr.7.4 platí pro uhlíkové oceli typu GS20Mn5 vyráběné v EOP, pro jiné typy ocelí (především legovaných) může platit jen omezeně. Nicméně jasným výstupem je:

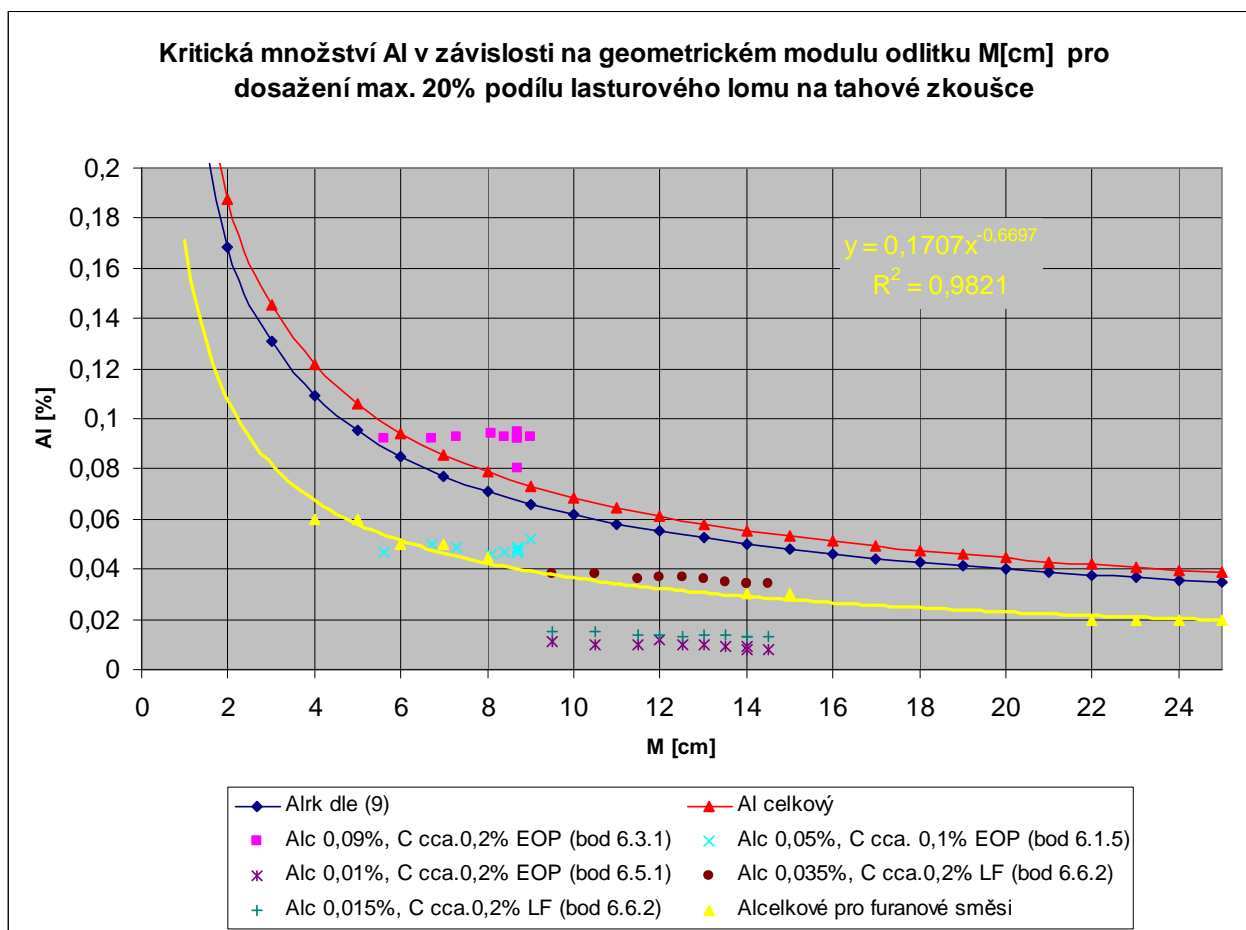
- s rostoucím modulem odlitku roste riziko vzniku i podíl lasturového lomu
- s rostoucí licí teplotou roste riziko vzniku i podíl lasturového lomu
- nejvhodnější způsob dezoxidace je pouze Al (případně Al+Ti)
- kombinovaná dezoxidace Al+Zr má za následek vždy vyšší riziko vzniku lasturového lomu

Výsledky odlitků s dezoxidací Al dosažené v rámci experimentu byly umístěny do diagramu na obr.7.5, který je vytvořen podle Stránského [23] rovnice (2.9). Porovnáním s dosaženými objemy lasturového lomu na tahových zkouškách odlitků z bodů 6.1.5, 6.3.1. a 6.6.2 (viz tabulky 7.2 a 7.3) vyplývá, že rovnice (2.9) **nekoresponduje** s realitou.



Obr.7.5 Pozice jednotlivých zkoušek po průřezu experimentálních odlitků kostek v diagramu sestrojeném pro Alrk podle rovnice (2.9) Stránského [23] a Alcelkové pro předpoklad $Alc = Alrk/0,9$

Byl učiněn pokus nalézt rovnici popisující rozhraní mezi odlitky s lasturovým lomem a bez, opět v závislosti na aktuálním modulu odlitku – viz. obr.7.6. Byly zohledněny i provozní zkušenosti s maximálním obsahem Alc pro moduly menší, než u experimentálních odlitků.



Obr.7.6 Pozice jednotlivých zkoušek po průřezu experimentálních odlitků kostek v diagramu sestrojeném pro Alrk podle rovnice (2.9) Stránského [23] a podle 7.2.

Výsledkem je rovnice (7.2), platná pro furanové formovací směsi v ŽĐAS a.s.:

$$\text{Alc} \leq 0.1707 * R^{-0.6697} \quad [\%] \quad (7.2)$$

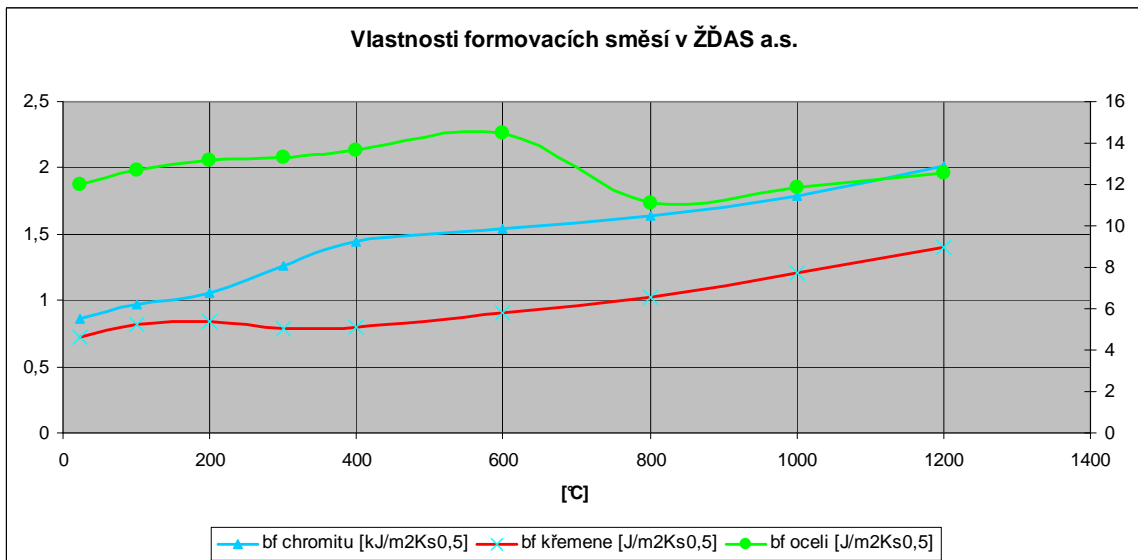
Co je nejpravděpodobnější příčinou neshody rovnice (2.9) s realitou současné slévárny ?

Je zde nutno připomenout, že většina autorů zkoumajících výskyt lasturových lomů v masivních odlitcích z různých úhlů (tloušťka odlitku, typ dezoxidace, obsahy plynů...) se vůbec nezabývá materiálem formy, který může významným způsobem ovlivnit rychlost odvodu tepla z odlitku a tím i velikost jeho tepelného modulu.

Důležitým parametrem v tomto pohledu je součinitel tepelné akumulace formy b_f ,

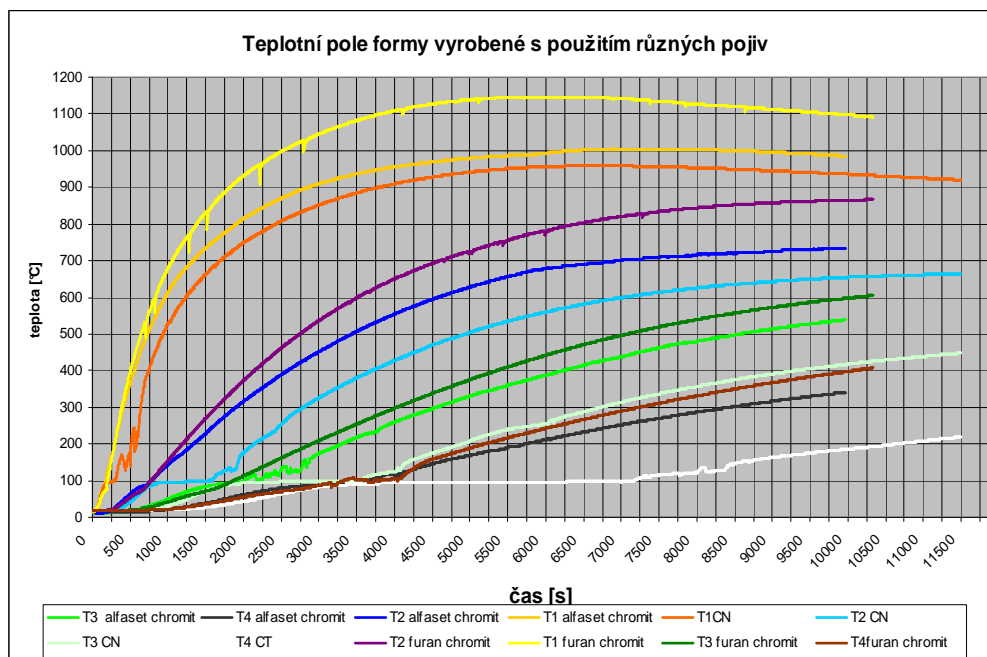
$$b_f = \sqrt{\lambda_f * c_f * \rho_f} \quad (7.3)$$

který popisuje rychlost pohlcování tepla formou. Tento koeficient se výrazně liší při použití různých typů ostřiv formy. Čech [40] popisuje rozdíl mezi křemennou formou, chromitovou formou, ocelovou formou na obr.7.7.



Obr.7.7 Součinitel tepelné akumulace formy bf podle typu ostřiva [40]

Na obr.7.8 Čech [40] popisuje další z nezanedbatelných parametrů ovlivňujících odvod tepla z formy, a to je typ pojiva formy. Graf popisuje průběh teplot pro chromit, který se běžně používá pro masivní odlitky. Použitá pojiva byly směsi fenol-resolová (alfaset), vodní sklo (směs CT, má vyšší tepelnou vodivost a jeho teplota je na obr.7.8 nejnižší), a nyní používané furanové směsi (tyto mají naopak nejvyšší tepelnou vodivost, teplota směsi je nejvyšší).



Obr.7.8 Naměřené teplotní gradienty formy a odlitku kostky o hraně 400mm; T1 na kusu, T2 25mm v písku, T3 50 mm v písku, T4 75mm v písku [40]

Tuto část zde uvádím proto, že např. Stránský [23] známou závislost mezi výskytem lasturového lomu, relativní tloušťkou stěny R a obsahem Alkov popsanou rovnicí (2.9) tvořil ještě v letech, kdy se formy vyráběly do formovacích směsí s vodním sklem, které mají významně vyšší tepelnou akumulaci formy (díky obsahu vody až 5%), než v současnosti používané směsi s organickými pojivy, např. furanovými s obsahem vody 0,1-0,3%. Prokazatelně zjištěné pomalejší chladnutí odlitků ve formách do furanových směsí (oproti

např. CT směsím) může posunout kritické oblasti s výskytem lineárních vad v tepelných uzlech směrem k odlitkům s menší relativní tloušťkou stěny, při zachování hladiny dezoxidacího prvku.

Tato problematika by si zasluhovala další hlubší výzkum v jiné práci.

Shrnutí:

Nejvhodnější způsob dezoxidace ocelových odlitků je pouze Al (případně + Ca). Kombinované dezoxidace nepřinesly očekávané snížení objemu lasturových lomů, výsledky jsou spíše opačného rázu.

S rostoucím modulem odlitku a lící teplotou roste riziko vzniku klasického lasturového lomu, přičemž nebyla potvrzena nerovnost (2.9) Stránského [23], jak ukazuje zanesení experimentálně realizovaných odlitků do grafu na obr.7.5 a 7.6. Byla stanovena nová rovnice (7.2), definující hranici mezi výskytem lasturového lomu a zdravým odlitkem pro současné furanové formovací směsi, v závislosti na modulu odlitku.

Je důležité připomenout, že většina v experimentu posuzovaných vzorků nebyla sice zasažena klasickým lasturovým lomem, ale přesto se vyskytovaly lineární vady pod nálitky i v průřezu odlitku. Klasický lasturový není tedy hlavní příčinou vzniku lineárních vad pod nálitky.

7.2. Vliv použitého metalurgického zpracování tekuté oceli na výskyt lineárních vad pod nálitky

Základním metalurgickým agregátem v ŽĎAS a.s. je zásaditá elektrická oblouková pec. V experimentu byly oba typy sledovaných uhlíkových ocelí s obsahem C cca. 0,1 a 0,2% hodnoceny jak ve stavu vyrobeném pouze v EOP, tak za použití sekundární metalurgie (LF, VD).

Pro porovnání oceli s obsahem C cca. 0,1% z pohledu metalurgického mohou být použity výsledky bodů 6.1. i 6.2. a to na odlitcích s max. modulem 11 cm, konečnou dezoxidací provedenou optimálně, aby byla splněna nerovnost (2.9), obr.7.5 a 7.6. Lineární vady (nejen) pod nálitky při výrobě oceli v EOP se vyskytovaly pouze v jednom případě, a to při opakované výrobě oceli s dezoxidací Al+Zr (bod 6.2.1.) – matrice byla oslabena mikroporozitou a vměstky na bázi Zr. Ostatní zkušební odlitky i přes mírně vyšší obsahy N, S a Zr vady neobsahovaly.

Lineární vady (nejen) pod nálitky při výrobě oceli v EOP-LF-VD se nevyskytovaly.

Pro porovnání oceli s obsahem C cca. 0,2% z pohledu metalurgického mohou být použity pouze výsledky bodů 6.4. až 6.6. pro odlitky s max. modulem 11 cm a 16 cm, kde je konečná dezoxidace provedena optimálně, aby byla splněna nerovnost (2.9), obr.7.5 a 7.6.

U odlitků s maximálním modulem 11 cm se lineární vady pod nálitky nevyskytovaly v žádné variantě metalurgického zpracování EOP, EOP-LF i EOP-LV-VD.

U odlitků s maximálním modulem 16 cm se ve většině případů lineární vady v podnálitkové oblasti vyskytovaly, i přes optimální obsahy dezoxidacího přísad – viz tabulka 7.1.

Tab.7.1 Rozsahy vad v podnátkové oblasti odlitků kostek o hraně 750mm a max. modulu 16 cm

Agregát	Typ dezoxidace	Tavbový obsah N [%]	Tavbový obsah S [%]	Licí teplota [°C]	Plocha útlumu UZ (po TZ) [cm ²]	Plocha prasklin (po TZ) [cm ²]
EOP	Al 0,015%	0,0112	0,009	1610	928	88
EOP	Al 0,015%	0,0112	0,009	1570	1147	0
EOP	Al0,024%+Zr 0,027%	0,0213	0,012	1570	549	0
EOP	Al0,024%+Zr 0,027%	0,0213	0,012	1610	269	269
EOP	Al0,016%+Ti 0,015%	0,0116	0,007	1570	1331	0
EOP	Al0,016%+Ti 0,015%	0,0116	0,007	1600	406	406
EOP-LF	Al 0,02%	0,0085	0,006	1570	0	0
EOP-LF	Al 0,035%	0,0085	0,006	1570	433	0
EOP-LF-VD	Al 0,019%	0,0047	0,001	1570	0	0
EOP-LF-VD	Al 0,04%	0,0047	0,001	1570	0	0

Z rozsahů vad v tabulce 7.1 je patrné, že nejnižšího rozsahu lineárních vad pod nálitky zjištěné metodou EMG bylo dosaženo pro agregát EOP a srovnatelnou licí teplotu při konečné dezoxidaci Al. Nicméně ani u variant s nulovým obsahem lineárních vad (nižší licí teploty) nelze hovořit o kvalitním odlitku, protože útlum koncového echa charakterizující výskyt porušení hmoty odlitku vnitřními lineárními vadami, je u všech zkušebních kusů. Relativně vysokých obsahů N na agregátu EOP bylo dosaženo díky cílenému dolegování N, z důvodu ověření průměrných obsahů N v ŽĐAS a.s. v roce 2012, jak je popsáno dále v shrnutí a na obr.č. 7.9.

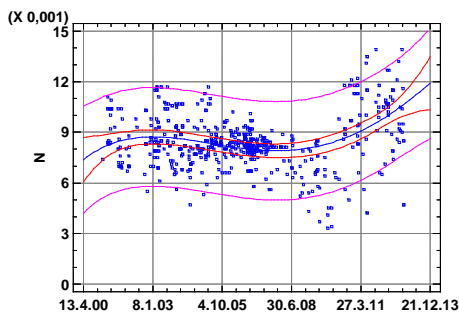
Dále z tabulky 7.1 plyne pro odlitky z oceli zpracovávané sekundární metalurgií, že pro agregát EOP-LF (sníží obsah S oproti EOP) je možno dosáhnout zdravého odlitku v případě dodržení nízké licí teploty a optimálního obsahu Al. Pro agregát EOP-LF-VD (sníží obsah S a plynů oproti EOP i LF) je možno dosáhnout zdravého odlitku i při překročení Al optimálního o 100% - při zachování nízké licí teploty.

Shrnutí:

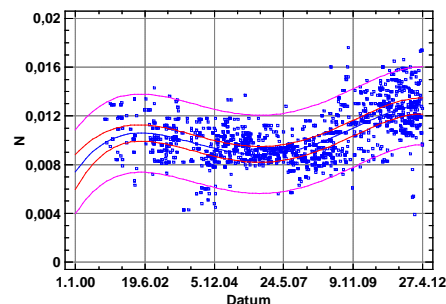
Pro ověření metalurgie EOP byly cíleně zvoleny obsahy N vyšší než 100ppm, protože současné průměrné obsahy N u EOP taveb v ŽĐAS a.s. jsou už více jak 120ppm pro uhlíkové oceli, resp. 130ppm pro středně legované oceli- viz. obr.7.9. Za tohoto stavu lze použít technologii EOP pouze pro odlitky z uhlíkových ocelí s modulem max. 11cm, při zachování optimální dezoxidace dle vztahu (2.9). Pro odlitky s maximálním modulem 16cm a více není možno vyrobit odlitek bez významného rizika vzniku lineárních vad pod nálitky.

Pro odlití masivních odlitků z EOP-LF (sníží obsah S pod 0,007%) bez vad pod nálitky je důležité dodržet optimální nízkou licí teplotu, optimální dezoxidaci Al a obsah N pod 100ppm. Jako nejvhodnější a nejjistější způsob metalurgického zpracování oceli na masivní odlitky je za současného stavu pouze kombinace EOP-LF-VD! Tato technologie sníží obsah S pod 0,003%, obsah N pod 60ppm a dále obsahy H i O.

Prubeh stredního obsahu N [%] v letech 2000-2013 pro materiál GS20Mn5



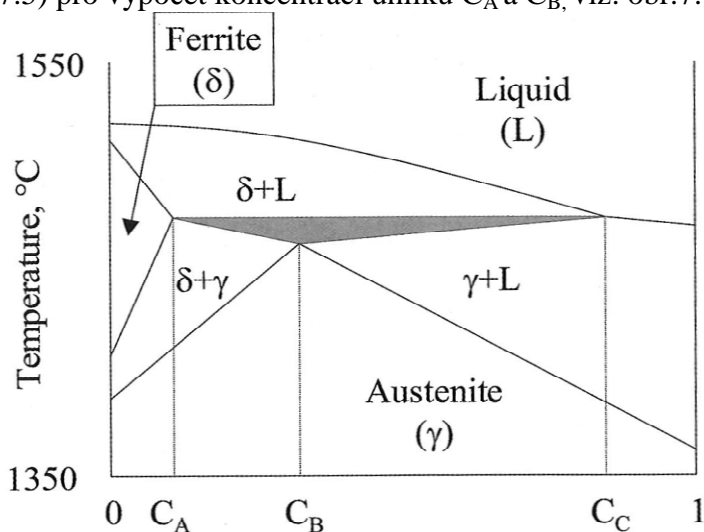
Prubeh stredního obsahu N v letech 2000-2012 pro material G17CrMoV510



Obr.7.9a a 7.9b Vývoj obsahů N[%] v konečných zkouškách EOP taveb ŽĎAS a.s za období 2000-2013

7.3. Vliv chemického složení na výskyt lineárních vad u odlitků litých z EOP

Oceli zkoumané v doktorské práci zkoumané ocele prochází peritektickou přeměnou. Jejich polohu vzhledem k peritektickému bodu lze pro uhlíkové oceli zjistit díky práci Blazka [41] a kol. Pomocí statistické analýzy dat ze sw. ThermoCalc stanovil Blazek [41] rovnice (7.4) a (7.5) pro výpočet koncentrací uhlíku C_A a C_B , viz. obr.7.10.



Obr.7.10 Výřez peritektické oblasti diagramů Fe-Fe₃C pro C-Mn oceli a definice C_A, C_B

$$C_A = 0,0896 + 0,04Al - 0,0205Mn - 0,0077Si + 0,0223Al^2 - 0,0239Ni + 0,0106Mo + 0,0134V - 0,0032Cr + 0,00059Cr^2 + 0,0197W \quad (7.4)$$

Hodnota C_A odpovídá minimální koncentraci uhlíku oceli daného chemického složení, kdy už lze při tuhnutí identifikovat probíhající peritektickou přeměnu

$$C_B = 0,1967 + 0,0036Al - 0,0316Mn - 0,0103Si + 0,1411Al^2 + 0,05(Al*Si) - 0,041Ni + 0,03255Mo + 0,0603V + 0,0024Cr + 0,00142Cr^2 - 0,00059(Cr*Ni) + 0,0266W \quad (7.5)$$

Hodnota C_B odpovídá koncentraci uhlíku oceli daného chemického složení, kdy lze při tuhnutí identifikovat úplnou peritektickou přeměnu – peritektický bod.

Z dosavadních praktických zkušeností sléváren a výrobců hutních polotovarů kontilitím [10-14, 24,35-38] plyne, že nejvíce náchylné ke vzniku lineárních vad při tuhnutí jsou ocele s přibližně peritektickým složením. Pravděpodobné příčiny tohoto jevu jsou již popsány v bodech 2.3.1. a 2.3.4.

V našem případě zkoumané oceli typu Norsok Gr420 s obsahem C cca. 0,1% (viz. body 6.1 a 6.2) mají polohu peritektického bodu při koncentraci uhlíku C_B cca 0,12%, tyto ocele jsou tedy s mírně podperitektickým složením. Zkoumané ocele typu GS20Mn5 s uhlíkem cca. 0,2% (viz. body 6.3. až 6.6) mají polohu peritektického bodu při koncentraci uhlíku C_B cca 0,15%, tyto ocele jsou tedy s mírně nadperitektickým složením.

Výskyt lineárních vad pod nálitky u srovnatelných odlitků o hraně 500mm a při optimálním obsahu Al (+Zr) po konečné dezoxidaci byl zaznamenán pouze u ocelí typu Norsok Gr420 s obsahem C cca 0,1%, s mírně podperitektickým složením, vyrobeným v EOP.

V doktorské práci je věnována z pohledu chemického složení zásadní pozornost především prvkům legovaným do pánve při odpichu v rámci konečné dezoxidace. Množství přidávaných prvků do oceli je řádově v setinách %, jedná se v podstatě o mikrolegování. Sledované prvky byly v první řadě Al a dále Zr, Ti, Ce, V, Ca, Mg.

Na zkušebních odlitcích kostek o hraně 500mm byl v bodech 6.1.-6.3. ověřen vliv dezoxidačních prvků na výskyt lasturového lomu a lineárních vad obecně. Výskyt lasturového lomu byl zaznamenán pouze v případě, kdy byl překročen optimální obsah Al daných vztahem (2.9). Tento případ se vyskytl pouze v bodu 6.3. a výsledné hodnoty jsou uvedeny v tabulce 7.2.

Tab.7.2

Podíl plochy s lasturovým lomem na vzorcích z odlitků kostek o hraně 500mm v procentech z lomové plochy																		
vzdálenost od spodku [mm]	Al			Al+Zr			Al+KVZ			Al + V			Al+Ti			Al+Zr + V		
	hodnotě1	hodnotě2	průměr	hodnotě1	hodnotě2	průměr	hodnotě1	hodnotě2	průměr	hodnotě1	hodnotě2	průměr	hodnotě1	hodnotě2	průměr	hodnotě1	hodnotě2	průměr
50	3	5	4	50	50	50	90	90	90	30	10	20	40	60	50	65	80	72,5
100	15	20	17,5	70	30	50	80	70	75	45	75	60	65	90	77,5	70	60	65
150	30	50	40	60	50	55	90	100	95	75	95	85	75	85	80	75	55	65
200	40	50	45	45	45	45	90	100	95	60	85	72,5	45	100	72,5	90	100	95
250	60	60	60	70	80	75	90	100	95	90	90	90	85	100	92,5	100	100	100
300				90	100	95	90	100	95	90	100	95	100	100	100	90	90	90
350	30	60	45	90	100	95	95	90	92,5	95	100	97,5	100	90	95			
400	70	90	80	100	100	100	90	100	95	95	100	97,5	100	90	95			
450	80	100	90	90	100	95	95	10	52,5				85	60	72,5			
500	90	100	95	85	90	87,5							90	90	90			

Z výsledků je zřejmé, že nejmenšího objemu lasturového lomu bylo dosaženo při použití pouze Al jakožto dezoxidovadla. Jakýkoliv další prvek způsobil zvýšení objemu lasturového lomu. Jako zcela nejhorší varianta dezoxidace byla kombinovaná dezoxidace Al s Zr, případně ještě s mikrolegováním V (na zjemnění sekundárního zrna). Prakticky žádná k Al přidaná mikrolegura neprokázala schopnost snížit „příznivý“ vliv vysokého Al na vznik lasturových lomů.

Na základě předchozích výsledků byl experiment opakován na masivních zkušebních odlitcích kostek o hraně 750mm pouze s dezoxidací v pánvi pomocí Al v optimálních mezích podle vztahu (2.9), v porovnání s Al +Zr (standardní stav v ŽĐAS a.s.) a Al+Ti (dopadl nejlépe po Al). Výsledky experimentu popsané v bodech 6.4-6.5. jsou z pohledu výskytu lasturového lomu a lineárních vad obecně shrnuty v tabulce 7.3.

Tab.7.3

	Podíl plochy s lasturovým lomem na vzorcích z odlitků kostek o hraně 750mm v procentech z lomové plochy					
modul odlitku [cm]	Al (lito 1610°C)	Al (lito 1570°C)	Al+Zr (lito 1610°C)	Al+Zr (lito 1570°C)	Al + Ti (lito 1610°C)	Al + Ti (lito 1570°C)
9,50	0	0	0	0	0	0
10,50	0	0	0	0	0	0
11,50	0	0	0	0	0	0
12,00	0	0	0	0	0	0
12,50	0	0	0	0	0	0
13,00	0	0	0	0	0	0
13,50	0	0	0	0	0	0
14,00	0	0	0	0	0	0
14,00	0	0	5	0	0	0
14,50	0	0	10	5	0	0

Z výsledků by se mohlo zdát, že dodržením optimálních obsahů Al dle (2.9) jsme vady pod nálitky odstranili. Pokud se však přestaneme soustředit na lasturový lom a zaměříme pozornost na výskyt lineárních vad pod nálitky obecně, zjistíme, že se charakteristické vlásečnicové trhliny vyskytovaly ve všech zkušebních odlitcích s max. modulem 16 cm z EOP bez dalšího zpracování na zařízení sekundární metalurgie, a také někdy u zkušebních odlitků s max. modulem 11cm (bod 6.2.1.). **Lineární vady v podnálitkových oblastech se totiž vyskytují nejen díky lasturovému lomu vyvolanému nadbytečným obsahem Al, ale také díky nežádoucím příměsím.**

Ověření vlivu nežádoucích příměsí (S, N, O, H) na výskyt podnálitkových vad bylo provedeno experimentálně v bodech 6.2., 6.4. a 6.6.. Chtěl bych se zaměřit především na výsledky masivních odlitků o modulu až 16 cm (krychle o hraně 750mm, bod 6.6.). Výsledné hodnoty podílů lasturového lomu jsou uvedeny v příloze č.29, výsledné plochy vad v podnálitkových oblastech v tabulce 7.1. Z výsledků plyne, že snížením obsahů nežádoucích příměsí pomocí sekundární metalurgie jsme schopni vyrobit masivní odlitek bez lineárních vad pod nálitky.

Shrnutí:

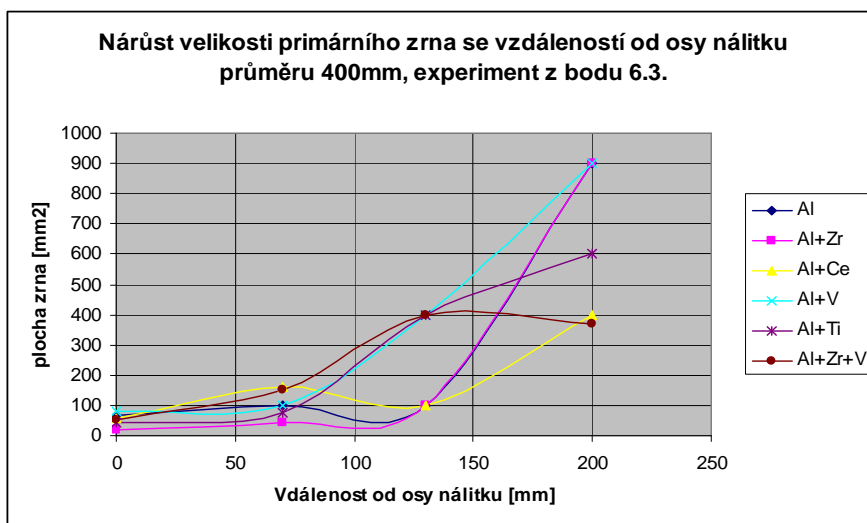
Aktuální chemické složení oceli má významný efekt na posun peritektické koncentrace uhlíku. Z ověřovaných dvou typů ocelí byly u odlitků s modulem do 11cm nalezeny lineární vady pod nálitky pouze v případě peritektické oceli. Tím se potvrdily výše uváděné literární i praktické zkušenosti.

Dalším významným faktorem chemického složení jsou obsahy dezoxidačních prvků, respektive mikrolegujících přísad. Nejméně lineárních vad pod nálitky bylo u všech zkušebních odlitků s modulem max. 11 i 16 cm dosaženo pouze s dezoxidací Al (případně +Ca), všechny kombinované dezoxidace dosáhly horších výsledků.

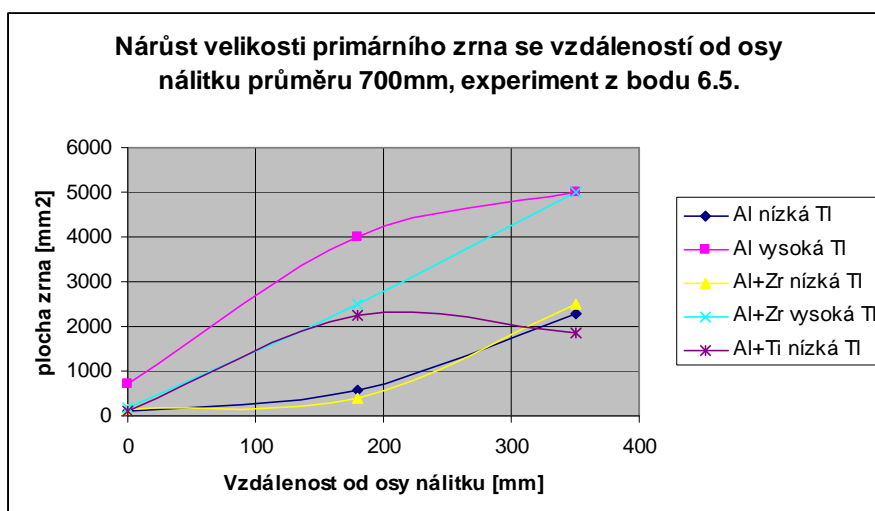
Zásadní vliv nežádoucích příměsí (především S, N, dále O, H) byl prokázán experimentem na odlitcích s max. modulem 16 cm. Snížením obsahu S pod 0,003% a obsahu N pod 60ppm bylo dosaženo odlitku bez podnálitkových vad, i přes dvojnásobný obsah Al oproti optimu definovanému rovnicí (2.9).

7.4. Vliv velikosti primárního zrna

Velikosti primárního zrna pod nálitku masivních odlitků byly hodnoceny v ŽĎAS a.s. na výřezech z nálitků v litém stavu z mírně nadperitektické oceli GS20Mn5. V příloze č. 27 jsou zaznamenány výsledky těchto zkoumání, graficky jsou zobrazeny níže na obr.7.11 a 7.12.



Obr.7.11 Průběh velikosti primárního zrna po průřezu nálitku odlitku z GS20Mn5



Obr.7.12 Průběh velikosti primárního zrna po průřezu nálitku odlitku z GS20Mn5

Z výsledků plyne, že primární zrna se směrem ke středu nálitku **zmenšuje**. Doba setrvání oceli mezi likvidem a solidem se směrem k ose nálitku sice prodlužuje, ale segregací většiny prvků do taveniny se složení taveniny v ose významně liší od původního chemického složení typického pro okraj nálitku (např. původně peritektické oceli se stávají nadperitektickými...).

Tento výsledek potvrzuje teorii Pottoreho [11] (viz. bod. 2.3.1.), který uvádí, že primární krystalizující fází zkoumaných uhlíkových ocelí je delta ferit a během chladnutí se na hranicích delta feritu nukleuje austenit. Přítomnost jiné fáze - ať se jedná o delta ferit, nebo o taveninu - způsobuje, že k hrubnutí austenitických zrn dochází tím méně, čím větší je objem jiných fází ve struktuře.

Výsky lineárních vad v osových částech nálitků tedy nesouvisí primárně s hrubnutím zrna směrem ke středu odlitku, ale spíše s nečistotami i mikroporozitou po hranicích zrn.

Shrnutí:

Primární zrno v podnátíkových oblastech masivních ocelových odlitků je obecně velmi hrubé. Vliv dalšího hrubnutí primárního zrna na vznik lineárních vad od okraje nálitku směrem k tepelné ose odlitku se nepodařilo prokázat, protože zrno se směrem do středu odlitku naopak zmenšuje! Zmenšení primárního zrna je dáno segregací C i dalších prvků směrem do tepelné osy odlitku, posun dále od peritektického složení oceli, a na základě teorie Pottoreho [11] omezení růstu austenitického zrna jinou fází.

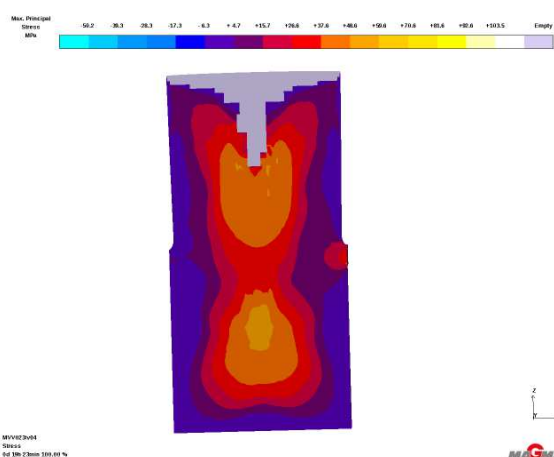
Mnohem významnějším faktorem pro vznik vad pod nálitky bude v odlitcích často přítomná mikroporozita a vyloučení různých typů vměstku po hranicích hrubého primárního austenitického zrna.

7.5. Vliv tepelného pnutí

Velikost tepelného pnutí u zkušebního odlitku krychle o hraně 750 mm z materiálu typu GS20Mn5, vypočteného pomocí sw. MAGMASoft v závislosti na postupném chladnutí je uveden v příloze č. 28. Toto tepelné pnutí (příklad na obr.7.14) v porovnání např. s výsledky uvedenými Havlíčkem v [32] a [33] se lokálně dostává nad hranici aktuální meze pevnosti oceli. Vzhledem k tomu, že neprůchodnost ultrazvukových vln indikující existenci lineárních vad, byla zaznamenávána již v litém stavu odlitku – viz. obr.7.13, lze předpokládat, že vnitřní pnutí při chladnutí má svůj podíl na praskání (vměstky oslabené) matrice.



Obr.7.13 UZ neprůchodnost v litém stavu



Obr.7.14 Příklad výsledků napětí v odlitku

Z pohledu vnitřního pnutí a lineárních vad jsme schopni ke zvýšení pevnosti primární struktury přispět snížením obsahů nečistot, plynů (S, N, O) i mikrolegujících prvků (Al, Zr, Nb, Ti, V) na technicky přijatelné minimum. To dokazují výsledky z bodů 6.6., kde se podařilo dosáhnout odlitky bez vad zařazením sekundární metalurgie.

Shrnutí:

Nejdůležitější vzhledem k praxi ŽĐAS a.s. je zvýšit pevnost hranic primární austenitické struktury. Toho lze dosáhnout eliminací obsahů Zr, S, N a ostatních nečistot pomocí sekundární metalurgie, nejvhodnější konečná dezoxidace je pouze Al (+Ca).

7.6. Vliv výskytu lineárních vad na mechanické vlastnosti základního materiálu

Experiment byl realizován pro dva typy uhlíkových ocelí.

- Ocel s obsahem C cca. 0,1%

První typ oceli určený na výrobu odlitků pro svařované konstrukce v sektoru off-shore měl tyto požadované mechanické hodnoty na volně litém zkušebním klínu tloušťky 60 mm:

$R_m \geq 550 \text{ Mpa}$, $R_{p\ 0.2} \geq 420 \text{ Mpa}$, $A_5 \geq 20 \%$, $Z \geq 40\%$, $KV_{+20^\circ\text{C}} \geq 80\text{J}$, stav zušlechtěno do vody.

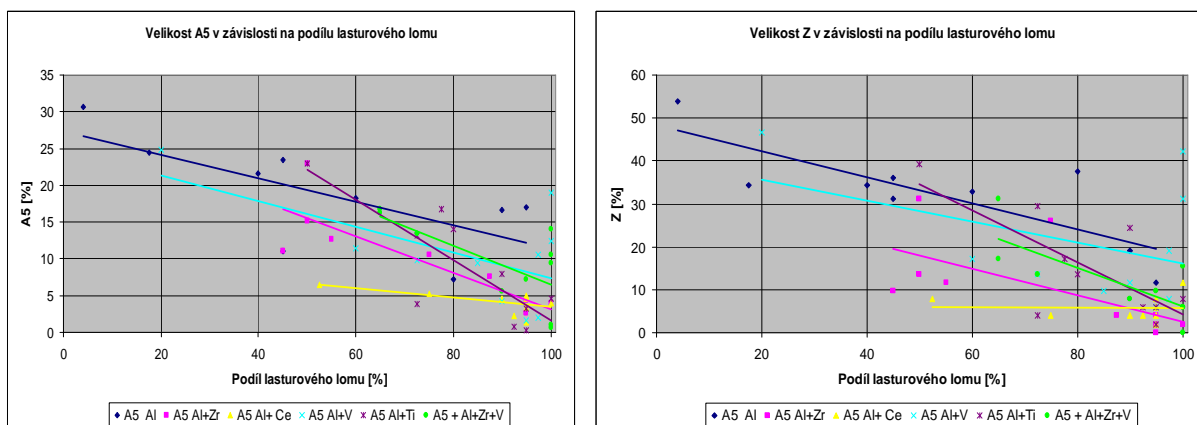
Posouzením dosažených výsledků v bodech 6.1. a 6.2. se dá říci, že přestože prokalitelnost tohoto materiálu je relativně malá, podařilo se pevnostních vlastností dosáhnout téměř u všech různě dezoxidovaných odlitků po celém průřezu kostek. Případné lineární vady nebo mikroporozita však negativně ovlivnily především A_5 a Z v podnálitkové oblasti.

- Ocel s obsahem C cca. 0,2%

Druhý typ oceli často používaný pro výrobu masivních odlitků různých konstrukčních součástí měl tyto požadované mechanické hodnoty na volně litém zkušebním línu tloušťky 60mm:

$R_m \geq 380 \text{ Mpa}$, $R_{p\ 0.2} \geq 200 \text{ Mpa}$, $A_5 \geq 25 \%$, $Z \geq 40\%$, $KV_{+20^\circ\text{C}} \geq 27\text{J}$, stav normalizačně žháno.

Posouzením dosažených výsledků na odlitcích kostek o hraně 500 mm v bodu 6.3. můžeme tvrdit, že požadovaných pevnostních vlastností materiálu se podařilo dosáhnout ve většině případů, větší vliv na pevnost mělo spíše znečištění oceli (dezoxidace Al + Ce, Al + Zr). Případné lineární vady nebo mikroporozita negativně ovlivnily především A_5 a Z . Nejmenší ovlivnění plastických vlastností bylo dosaženo u dezoxidace pouze Al, jak dokazují závislosti na obr.7.15, které byly vytvořeny z dat experimentů v bodu 6.3.



Obr.7.15 Závislost A_5 a Z na podílu lasturového lomu u odlitku s modulem 10cm z materiálu GS20Mn5

Z pohledu mechanických vlastností i výskytu vad je pro agregát EOP nejlepší konečná dezoxidace pouze Al.

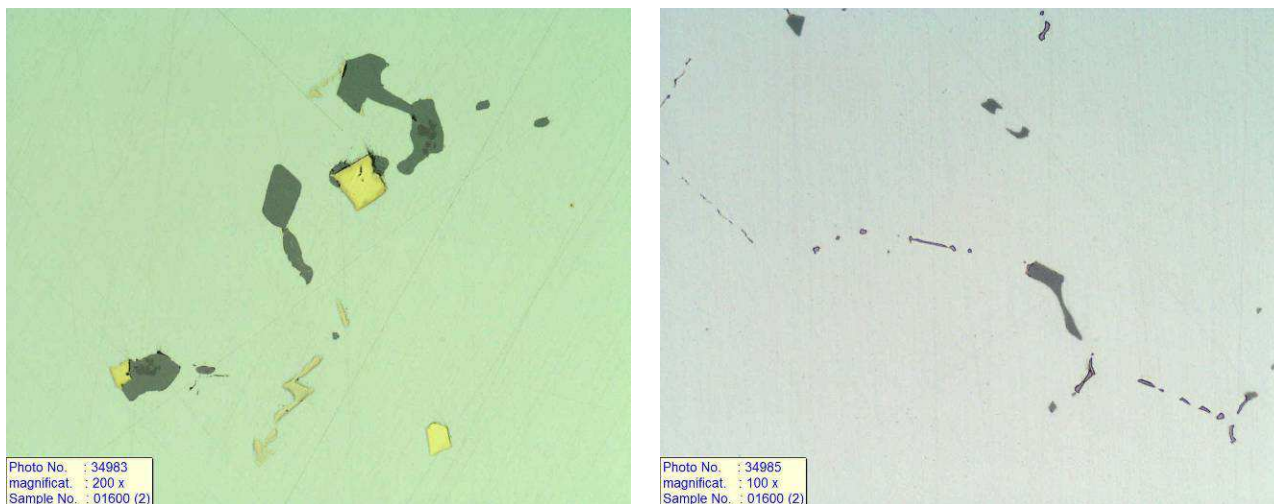
Shrnutí:

Výskyt lineárních vad pod nálitky má negativní vliv především na plastické vlastnosti oceli (A_5 , Z), případně vrubovou houževnatost KV , pevnostní vlastnosti zásadně ovlivněny nejsou.

7.7. Vměstky, jejich vliv na oslabení primární struktury a následný vznik lineárních vad pod nálitky

Pro praxi je z provedených experimentů velmi důležité zjištění, co bylo častou příčinou defektů pod masivními nálitky, jevících se jako lasturový lom a to i při optimálních obsazích Al podle rovnice (2.9).

Nejčastěji se v reálné praxi (bod 3.1.) i v rámci experimentů (bod 6) vyskytovaly vměstky na bázi Zr , sulfidy a nitridy (obr.7.16). Při překročení optimálního obsahu Al se vyskytovaly také vměstky AlN, typické pro lasturový lom.



Obr.7.16 Příklad vměstků na bázi Zr , sulfidů II typu a nitridů Nb vyskytujících se u odlitku popisovaného v bodu 3.1.5., dezoxidovaného Al+Zr a mikrolegovaného V+Nb (pro dosažení mechanických hodnot) v oblasti pod masivním nálitkem

Odstraněním kombinované dezoxidace a zavedením pouze Al (+Ca) bylo experimentálně dosaženo pro agregáty EOP nejmenšího podílu vad. Dále výrazným snížením obsahů S pod 0,003% pomocí sekundární metalurgie LF-VD, bylo významně sníženo riziko vzniku MnS II typu, typického pro zkoumané typy uhlíkových ocelí s obsahem C do 0,23% a obsahem Al cca 0,02% (viz. obr.2.12). Snížením obsahů N pod 60ppm pomocí VD byl omezen vznik vměstků AlN, podporujících vznik klasického lasturového lomu.

Shrnutí:

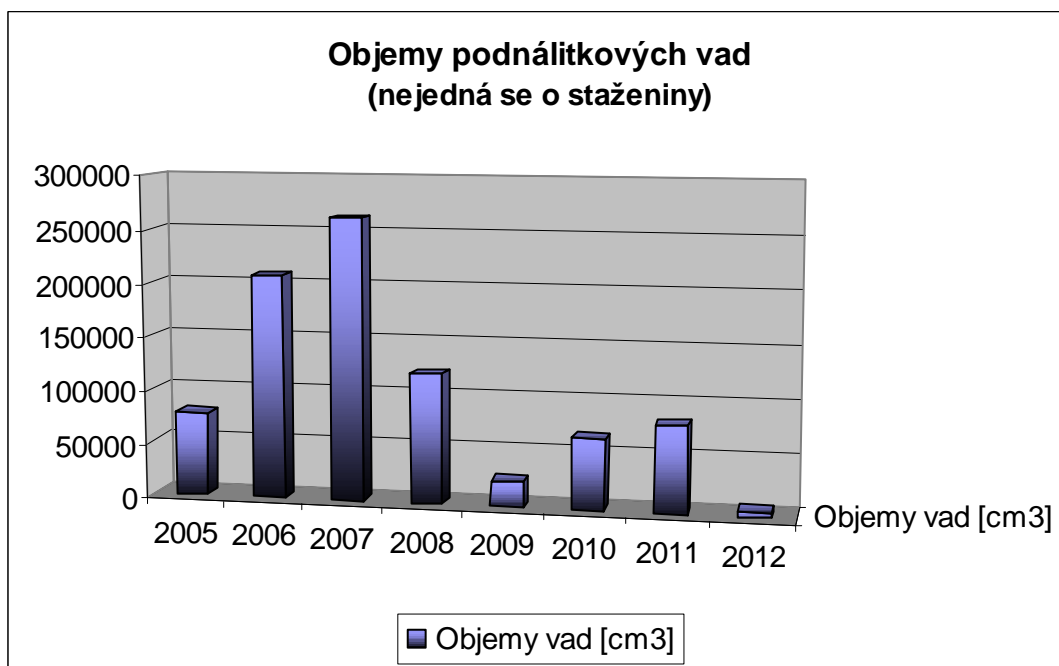
Vměstky hrají významnou roli v matici oceli. Vyloučení nežádoucích typů vměstků po hranicích primárních austenitických zrn bylo zabráněno odstraněním kombinované dezoxidace Al+Zr (zůstává pouze Al) a zavedením sekundární metalurgie (LF, VD) do procesu výroby tekuté oceli.

7.8. Ekonomické přínosy pro praxi

Na základě průběžných výsledků doktorské práce byla v 2Q. roku 2012 v slévárenské praxi firmy ŽĐAS a.s. zavedena tato opatření:

- odstranění kombinované dezoxidace Al+Zr a nahrazení pouze Al (+Ca) pro všechny odlitky s nálitky většími jak 700mm
- snížení přípustného obsahu S pod 0,003% a N pod 60ppm pro všechny odlitky s nálitky většími jak 700mm, což znamenalo zařazení procesu EOP-LF-VD do metalurgické výroby oceli

Výsledkem je výrazné snížení výskytu objemu vad zapříčiněných lineárními defekty v podnálitkové oblasti masivních odlitků, až o 90% - viz. obr.7.17. Při dodržení předepsaných opatření by došlo ke 100% odstranění vad.



Obr.7.17 Objemy lineárních vad pod nálitky masivních odlitků (mimo staženiny) v slévárenské praxi ŽĐAS a.s.

8. Závěr

V diskusi výsledků byla vysvětlena souvislost mezi výskytem porušení souvislosti masivních ocelových odlitků a způsobem dezoxidace oceli, složením oceli a rychlostí tuhnutí. Díky tomu také bylo dosaženo požadovaných přínosů pro praxi.

Byl stanoven a následně ověřen mechanismus vzniku vad vyskytujících se zejména pod masivními nálitky při výrobě těžkých odlitků z nelegovaných a nízkolegovaných ocelí. Na tomto základě pak byl následně stanoven technologický postup výroby oceli pro předcházení a snížení nákladů na opravy vad.

Z praktického hlediska bylo dosaženo:

- Zjištění příčin vzniku podnálitkových vad masivních ocelových odlitků
- Určení vlivu metalurgie a použitého konečného zpracování taveniny na vznik uvažovaných vad.
- Optimalizace obsahu hliníku v oceli po závěrečné dezoxidaci s ohledem na vznik lasturových lomů.
- Stanovení podílu segregčních pochodů probíhajících v průběhu odlévání a během tuhnutí na vznik vad, byly navrženy způsoby jejich eliminace.
- Navržené vhodné opatření v rámci slévárenské technologie a metalurgie oceli s cílem minimalizovat objemy vad.
- Posouzení vlivu teplotního pole odlitku
- Experimentálního ověření vlivu způsobu dezoxidace, druhu dezoxidační přísady a použití některého z prvků sekundární metalurgie (LF, VD) na výsledné vlastnosti i výskyt vad v podnálitkových oblastech.
- Snížení výskytu podnálitkových vad u masivních ocelových odlitků v ŽĎAS a.s. o více jak 30%.

9. Seznam použité literatury

- [1] PŘIBYL, J.; GAJDUŠEK, J.; HAVLÍČEK, F.;: *Výroba těžkých ocelových odlitků*, SNTL-SVTL, 1963
- [2] OTÁHAL, V. a KOL.: *Vady odlitků, Atlas vad železných a neželezných slitin*, Otáhal consulting, 2007
- [3] RUSÍN, K.: *Teorie slévárenských procesů I*, skriptum VUT FS Brno, 1990, str. 157-160, ISBN 80-214-0154-0
- [4] ŠENBERGER, J.; BŮŽEK, Z.; ZÁDĚRA, A.; STRÁNSKÝ, K.; KAFKA, V.: *Metalurgie oceli na odlitky*. VUTIUM, Brno 2008, ISBN 978-80-87088-13-5
- [5] KAŇÁK J.; SAIP J. : *Způsoby snižování vlivu stvolových vycezenin na jakost ocelových odlitků*. Slévárenství, 1984, č.10, s.420-424.
- [6] SAIP, J.; KAŇÁK J. : *Stvolové vycezeniny u těžkých ocelových odlitků*. Slévárenství, 1984, č.10, s.414-419.
- [7] ČECH J., ŽELEZNÝ R.: *Teplotní gradient a teplotní spád jako nástroje predikace vad ocelových odlitků*, SD 2012, ISBN 978-80-02-02405-7
- [8] ZÁDĚRA A., KUZMA Z., ŠENBERGER J., CARBOL Z., PLUHÁČEK J.: *Použití těžkých chladítek k dosažení usměrněného tuhnutí u odlitků kruhů cementářských pecí*, sborník konference "Výzkum a optimalizace technologie výroby masivních ocelových odlitků", 2012, str. 18-24, ISBN 978-80-02-02408-8
- [9] KOSŇOVSKÝ, Z.; BŮŽEK, Z.: *O vlivu Ce na vnitřní nehomogenitu masivních ocelových odlitků*, Slévárenství 8/1977
- [10] MAEHARA, Y., YASUMOTO, K., SUGITANI, Y., GUNJI, K., *Effect of carbon on hot ductility of as-část low alloy steels*. Research article Hiroshima university, 1985
- [11] POTTORÉ, N.S., GARCIA, C.I., DeArdo, A.J., *Interrupted and isothermal solidification studies of low and medium carbon steels*, Metallurgical transactions A, 1991, vol.22A, p. 1871-1880, ISSN 1073-5623
- [12] MISICKO, R., MASEK, V., SOJKO, M., *Cracking of continuously část peritectic steels*, Acta Metallurgica Slovaca, 2006, vol.22, p. 219-225, ISSN 1335-1532
- [13] KUDOH, M., IGARASHI, K., MATSUURA, K., OHSASA, K., *Peritectic transformation in low carbon steels containing high phosphorus concentration*, ISIJ Internatinal, 2008, No.3, p 334-339, ISSN 1347-5460
- [14] TSUCHIYA,S., OHNO, M., MATSUURA, K., ISOBE, K., *Effect of Cr addition on coarse columnar austenite structure in as-část 0,2mass% carbon steel*, ISIJ Internatinal, 2010, No.12, p 1959-1964, ISSN 1347-5460
- [15] CRAMB, A.W., *From liquid to solid: key issues in the future of steel casting*, Iron and steel technology, July 2007 , p 59-74, ISSN 1547-0423

- [16] NĚMEČEK S., KASL L., KRAUS L.: *Mikrostruktura a vlastnosti Mn ocelí mikrolegovaných V, Nb a Ti*, Metal 2000, str 312-320, ISBN 80-85988-82-8
- [17] VAN TYNE CH. J., KRAUSS G., MATLOCK D. K.: *Fundamentals and applications of microalloying forging steels*, Colorado School of Mines, 1996
- [18] XIAOJUN, Z., XINHUA, W., WANJUN, W., *Nature of large (Ti,Nb)(C,N) particles precipitated during the solidification of Ti, Nb HSLA steel*, Journal of university of science and technology Beijing, April 2007, No.2, p 112-117
- [19] HORNÍK, J., ZUNA, P., DYTRT, K., HNILICA, F., MORÁFKOVÁ, A., VAŠEK, Z., *Studium vlivu následných ohřevů uhlíkových a mikrolegovaných ocelí vyrobených kontilitím na strukturu a vlastnosti kontislitků*, METAL2003, Hradec nad Moravicí, May 2003, ISBN 80-85988-82-8
- [20] HRIVŇÁK, Ivan. *Zváranie a zvariteľnosť materiálov*. 1. vyd. Bratislava: Nakladateľstvo STU, 2009. 492 s. ISBN 978-80-227-3167-6
- [21] UESHIMA, Y., YOYAMA, H., MIZOGUSCHI, S., KAJIOKA, H., *Tetsu to Hagané 75*, 1989, p.501-508
- [22] LEVÍČEK, P.; STRÁNSKÝ, K.: *Metalurgické vady ocelových odlitků*. SNTL, Praha, 1984.
- [23] STRÁNSKÝ K., DOBROVSKÁ J., PODRÁBSKÝ T., STRÁNSKÝ L., KAVIČKA F.: *Model lasturových lomů ocelí na odlitky v hutích a slévárnách a jeho ověření*, XX. celostátní školení tavičů a mistrů oboru elektrooceli a tvárné litiny, 2011, str. 39-45
- [24] ALVES, L.H.D.; FINARDI, J. : *Control of Intergranular Fracture in Steel Castings*. Transactions AFS, rok 1998, ročník 106, p. 453 – 459.
- [25] BŮŽEK, Z.; KOSŇOVSKÝ, Z. : *Lasturový lom těžkých odlitků*. Sborník přednášek - Mezinárodní vědecká konference VŠB - Techn. univ. Ostrava., rok 1995, str.109-116.
- [26] PLUHÁČEK, J.; KUBOŇ, M. : *Možnosti potlačení působení nitridů AlN v masivních ocelových odlitcích pomocí tepelného zpracování*. Perspektivy slévárství, číslo K 444, rok 1997, str. 183-195.
- [27] ZEMČÍK, L.: *Fyzikální metalurgie*, skriptum VUT Brno, 1990, ISBN 80-214-0248-2
- [28] ZEMČÍK, L.: *Fyzikální metalurgie - cvičení*, skriptum VUT Brno, 1990, ISBN 80-214-1058-2
- [29] BALIKTAY S., HÖNER E.: *Auswirkung der Schmelzebehandlung mit Zirconium auf die mechanischen Eigenschaften unter besonderer Beachtung der entstehenden nichtmetallischen Einschlüsse am Beispiel der Vergütungsstahlguss sorte GS40NiCrMoG56*, Giesserei – forschung, 1985, p 9-16, ISSN 0046-5933
- [30] BALIKTAY S., HÖNER E.: *Auswirkung der Schmelzebehandlung mit Cer-Mischmetall auf die mechanischen Eigenschaften unter besonderer Beachtung der entstehenden nichtmetallischen Einschlüsse am Beispiel der Vergütungsstahlguss sorte GS40NiCrMoG56*, Giesserei – forschung, 1985, p 49-58, ISSN 0046-5933

- [31] ŠENBERGER J., ČECH J., ZÁDĚRA A.: *Influence of compound deoxidation of steel with Al, Zr, rare earth metals, and Ti on properties of heavy castings*, Archives of foundry engineering, Volume 12, Issue 1/2012, p. 99-104, ISSN 1897-3310
- [32] HAVLÍČEK, F.: *Trhliny a praskliny v odlitcích*. Slévárenství, číslo 1, rok 1998, ročník 46, str.37-46., ISSN 0037-6825
- [33] HAVLÍČEK, F.: *Vliv konstrukce odlitků na vznik trhlin a prasklin*. Slévárenství, číslo 2/3, rok 2007, ročník 55, str.73-80, ISSN 0037-6825
- [34] HAVLÍČEK F., KOSELSKÝ P., SZROMEK P.: *Podmínky vzniku poruch souvislosti materiálů u odlitků a ingotů*, Metal 2001, str. 48-57, ISBN 80-85988-82-8
- [35] GROZDANIČ, V.: *Výzkum trhlin za tepla v ocelových odlitcích*. Slévárenství, číslo 4, rok 1992, ročník 40, str.161-162, ISSN 0037-6825.
- [36] GROZDANIC, V.; NOVOSEL-RADOVANOVIC, V.; DMITROVIC, R.: *Contribution to the Research of Hot Tears in Steel Castings. Transactions AFS*, 1992, vol. 100, p. 265 – 272.
- [37] MONDRAGÓN, J.J.R., TREJO, M.H., ROMÁN, M.d J.C., SOLÍS, H.T, *Effect of C and Mn Variations upon the solidification mode and surface cracking susceptibility of peritectic steels*, ISIJ International, 2009, No.6, p. 851-858, ISSN 1347-5460
- [38] LÓPEZ, E.A., TREJO, M.H., MONDRAGÓN, J.J.R., ROMÁN, M.d J.C., SOLÍS, H.T., *Effect of C and Mn Variations upon the solidification mode and surface cracking susceptibility of peritectic steels*, ISIJ International, 2009, No.6, p. 851-858, ISSN 1347-5460
- [39] ŠENBERGER, J.; ČECH, J.; ZÁDĚRA, A.; STRÁNSKÝ, K.: *Příspěvek ke vzniku lasturových lomů v masivních ocelových odlitcích*. Sborník konference „Výzkum a optimalizace technologie výroby masivních ocelových odlitků“, Svratka, 2012, ISBN 978-80-02-02408-8.
- [40] ČECH, J.: *Nové technologie při výrobě forem a jader*, Ověřování nových pojiv, ostřiv a nátěrů, Žďár nad Sázavou, 2007
- [41] BLAZEK, K.; LANZIO,.; GANO, P.L.; KELLOG, D.L.; *Calculation of the Peritectic Range for Steel Alloys* Iron and Steel Technology , 2008, Vol.5, No.7, pg.80-85, ISSN 1547-0423.

10. Seznam použitých zkratk a symbolů

A5	Tažnost
EMG	Elektromagnetická zkouška
EOP	Elektrická oblouková pec
FeSiZr	Dezoxidační slitina prvků
FeTi	Denitrifikační slitina prvků
HC-HMn	Ocel s vyšším obsahem C a vyšším obsahem Mn
HC-LMn	Ocel s vyšším obsahem C a nižším obsahem Mn
$k_{\circ}^{(i)}$	Rovnovážný rozdělovací koeficient prvku
KV	Vrubová houževnatost
KVZ	Kovy vzácných zemin
LF	Pánvová pec
LIT	Teplota, za kterou už nedochází k dosazování taveniny do mezidendritických oblastí
REM	Rastrovací elektronová mikroskopie
Rm	Mez pevnosti v tahu
Rp0,2	Smluvní mez kluzu
UZ	Zkouška ultrazvukem
VD	Vakuovací pec
Z	Zúžení

11. Seznam příloh

Příloha č.1 - Kostka o hraně 500mm, materiál Norsok Gr420, dezoxidace Al+Ca, agregát EOP

Příloha č.2 - Kostka o hraně 500mm, materiál Norsok Gr420, dezoxidace Al+Ti, agregát EOP

Příloha č.3 - Kostka o hraně 500mm, materiál Norsok Gr420, dezoxidace Al+Ce, agregát EOP

Příloha č.4 - Kostka o hraně 500mm, materiál Norsok Gr420, dezoxidace Al+Zr, agregát EOP

Příloha č.5 - Kostka o hraně 500mm, materiál Norsok Gr420, dezoxidace Al+Al, agregát EOP

Příloha č.6 - Kostka o hraně 500mm, materiál Norsok Gr420, dezoxidace Al+Zr, agregát EOP

Příloha č.7 - Kostka o hraně 500mm, materiál Norsok Gr420, dezoxidace Al, agregát VD

Příloha č.8 - Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Al, agregát EOP

Příloha č.9 - Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Zr, agregát EOP

Příloha č.10 - Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Ce, agregát EOP

Příloha č.11 - Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+V, agregát EOP

Příloha č.12 - Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Mg, agregát EOP

Příloha č.13 - Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Ti, agregát EOP

Příloha č.14 - Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Zr+V, agregát EOP

Příloha č.15 - Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Zr, agregát EOP

Příloha č.16 - Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Zr, agregát EOP-LF

Příloha č.17 - Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al, agregát EOP-LF-VD

Příloha č.18 - Kostka o hraně 750mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al, agregát EOP

Příloha č.19 - Kostka o hraně 750mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Zr, agregát EOP

Příloha č.20 - Kostka o hraně 750mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Ti, agregát EOP

Příloha č.21 - Kostka o hraně 750mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al =0,02%, agregát EOP-LF

Příloha č.22 - Kostka o hraně 750mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al =0,035%, agregát EOP-LF

Příloha č.23 - Kostka o hraně 750mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al=0,019%, agregát EOP-LF-VD

Příloha č.24 - Kostka o hraně 750mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al=0,04%, agregát EOP-LF-VD

Příloha č.25 - Průběh hodnot relativní tloušťky stěny (modulu) [cm] pro odlitek krychle o hraně 500mm, nálitkové vrchním nálitkem $\phi 400/400$ [mm], vtokované ze spodu

Příloha č.26 - Průběh hodnot relativní tloušťky stěny (modulu) [cm] pro odlitek krychle o hraně 750mm, nálitkové vrchním nálitkem $\phi 700/700$ [mm], vtokované z boku

Příloha č.27 - Vyhodnocení velikosti primárního zrna

Příloha č. 28 - Porovnání vypočteného napětí v odlitku krychle o hraně 750mm z materiálu GS20Mn5 v závislosti na teplotním poli v odlitku

Příloha č. 29 - Výsledné podíly lasturových lomů u tahových zkoušek odlitků s modulem 9 a 15 cm, z materiálu GS20Mn5

Přílohy

Příloha č.1

Kostka o hraně 500mm, materiál Norsok Gr420, dezoxidace Al+Ca, agregát EOP

Vzd. od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mb [%]	V [%]	Al [%]	Ca [%]	As [%]	Sn [%]	Sb [%]	Ti [%]	Zr [%]
50	0,1	1,19	0,44	0,006	0,007	0,24	0,9	0,14	0,22	0,02	0,019	0,0004	0,006	0,008	<0,0080	0,005	<0,010
100	0,09	1,18	0,44	0,006	0,006	0,24	0,89	0,14	0,21	0,02	0,02	0,0005	0,006	0,008	<0,0080	0,005	<0,010
150	0,1	1,17	0,43	0,006	0,006	0,24	0,89	0,14	0,21	0,02	0,019	0,0005	0,006	0,007	<0,0080	0,004	<0,010
200	0,12	1,19	0,44	0,006	0,007	0,24	0,91	0,14	0,21	0,02	0,019	0,0004	0,006	0,008	<0,0080	0,004	<0,010
250	0,11	1,2	0,45	0,007	0,01	0,24	0,92	0,15	0,22	0,02	0,018	0,0004	0,006	0,009	<0,0080	0,004	<0,010
300	0,11	1,18	0,44	0,006	0,006	0,24	0,9	0,14	0,21	0,02	0,019	0,0004	0,006	0,008	<0,0080	0,004	<0,010
350	0,12	1,2	0,45	0,007	0,006	0,24	0,92	0,14	0,22	0,02	0,019	0,0004	0,006	0,009	<0,0080	0,004	<0,010
400	0,12	1,19	0,44	0,007	0,007	0,24	0,93	0,14	0,22	0,02	0,018	0,0004	0,006	0,008	<0,0080	0,004	<0,010
450	0,11	1,18	0,44	0,007	0,006	0,24	0,9	0,14	0,22	0,02	0,018	0,0004	0,006	0,008	<0,0080	0,004	<0,010
500	0,12	1,18	0,44	0,006	0,007	0,24	0,9	0,14	0,22	0,02	0,023	0,0005	0,006	0,008	<0,0080	0,004	<0,010

Al+Ca Vzd. Od spodku [mm]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV			KV průměr [J]
50	528	635	20,8	62,79	182	166	158	169
100	439	564	21,2	49,59	162	166	150	159
150	424	539	14,2	31,11	140	120	132	131
200	421	545	15,2	32,76	130	122	130	127
250	418	555	13,4	26,04	132	112	126	123
300	430	576	16	32,76	136	78	112	109
350	452	584	18,6	43,75	120	128	110	119
400	439	576	17,6	42,24	138	112	140	130
450	442	574	20,6	55,11	138	178	172	163
500	540	634	7,4	19	112	146	134	131

Příloha č.2

Kostka o hraně 500mm, materiál Norsok Gr420, dezoxidace Al+Ti, agregát EOP

Vzd. od spodku [mm]	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Ca	As	Sn	Sb	Ti	Zr
	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
50	0,1	1,19	0,45	0,006	0,007	0,24	0,89	0,14	0,22	0,02	0,023	<0,0005	0,006	0,008	<0,0080	0,017	<0,010
100	0,1	1,19	0,45	0,006	0,008	0,24	0,89	0,14	0,22	0,02	0,023	<0,0005	0,006	0,008	<0,0080	0,018	<0,010
150	0,1	1,19	0,44	0,006	0,007	0,24	0,89	0,14	0,21	0,02	0,023	<0,0005	0,006	0,008	<0,0080	0,016	<0,010
200	0,11	1,2	0,45	0,007	0,008	0,25	0,91	0,15	0,22	0,02	0,021	<0,0005	0,006	0,009	<0,0080	0,018	<0,010
250	0,12	1,2	0,45	0,006	0,007	0,25	0,91	0,15	0,22	0,02	0,021	<0,0005	0,006	0,008	<0,0080	0,019	<0,010
300	0,11	1,19	0,44	0,006	0,008	0,25	0,91	0,15	0,22	0,02	0,021	<0,0005	0,006	0,009	<0,0080	0,017	<0,010
350	0,1	1,19	0,44	0,006	0,007	0,25	0,9	0,14	0,22	0,02	0,023	<0,0005	0,006	0,008	<0,0080	0,017	<0,010
400	0,12	1,2	0,45	0,007	0,01	0,25	0,91	0,15	0,22	0,02	0,022	<0,0005	0,006	0,009	<0,0080	0,02	<0,010
450	0,12	1,18	0,44	0,006	0,008	0,24	0,9	0,14	0,21	0,02	0,023	<0,0005	0,005	0,008	<0,0080	0,018	<0,010
500	0,11	1,19	0,45	0,006	0,007	0,24	0,9	0,15	0,22	0,02	0,025	0,0005	0,006	0,009	<0,0080	0,017	<0,010

Al+Ti Vzd. Od spodku [mm]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV			KV průměr [J]
50	516	619	20,4	45,24	86	96	112	98
100	425	556	20	29,44	102	116	120	113
150	415	553	23,2	42,24	128	104	104	112
200	429	563	19,8	45,24	122	122	120	121
250	488	583	19,2	40,71	110	110	104	108
300	429	581	18,8	40,71	112	96	58	89
350	432	577	18,8	34,39	94	92	96	94
400	432	569	19,8	48,16	90	128	120	113
450	448	572	20,4	49,59	122	104	120	115
500	508	633	15,8	42,24	102	106	60	89

Příloha č.3

Kostka o hraně 500mm, materiál Norsok Gr420, dezoxidace Al+Ce, agregát EOP

Vzd.od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mb [%]	V [%]	Al [%]	Ca [%]	As [%]	Sn [%]	Sb [%]	Ti [%]	Ce [%]
500	0,11	1,17	0,42	0,006	0,008	0,24	0,87	0,14	0,21	0,02	0,021	<0,0005	0,005	0,008	<0,0030	0,004	0,03
1000	0,11	1,18	0,43	0,006	0,005	0,24	0,9	0,14	0,21	0,02	0,022	<0,0005	0,006	0,008	<0,0030	0,004	0,024
1500	0,11	1,19	0,44	0,006	0,005	0,24	0,9	0,14	0,22	0,02	0,023	<0,0005	0,006	0,008	<0,0030	0,004	0,029
2000	0,11	1,2	0,44	0,007	0,003	0,24	0,9	0,14	0,22	0,02	0,022	<0,0005	0,006	0,009	<0,0030	0,004	0,022
2500	0,12	1,21	0,44	0,007	0,003	0,25	0,92	0,14	0,22	0,02	0,022	<0,0005	0,006	0,009	<0,0030	0,004	0,02
3000	0,11	1,2	0,44	0,007	0,006	0,24	0,92	0,14	0,22	0,02	0,023	<0,0005	0,006	0,008	<0,0030	0,004	0,03
3500	0,11	1,2	0,45	0,007	0,004	0,24	0,92	0,14	0,22	0,02	0,023	<0,0005	0,006	0,008	<0,0030	0,004	0,019
4000	0,12	1,21	0,45	0,007	0,007	0,24	0,92	0,15	0,22	0,02	0,023	<0,0005	0,006	0,009	<0,0030	0,004	0,029
4500	0,11	1,19	0,44	0,006	0,007	0,24	0,91	0,14	0,22	0,02	0,024	<0,0005	0,006	0,008	<0,0030	0,004	0,038
5000	0,11	1,22	0,45	0,008	0,008	0,24	0,92	0,15	0,22	0,02	0,024	0,0005	0,007	0,009	<0,0030	0,004	0,055

Al+Ce Vzd. Od spodku [mm]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV			KV průměr [J]
500	512	633	22,2	62,79	164	180	188	177
450	442	558	19,6	43,75	106	134	142	127
400	430	547	19,6	37,59	116	112	110	113
350	409	550	19,8	31,11	96	120	82	99
300	411	545	17	36	116	98	102	105
250	423	581	15,6	36	96	98	106	100
200	437	564	15,2	34,39	90	94	82	89
150	420	579	20,6	37,59	106	102	94	101
100	428	564	17,8	43,75	136	164	102	134
50	493	633	20,4	62,79	158	150	156	155

Příloha č.4

Kostka o hraně 500mm, materiál Norsok Gr420, dezoxidace Al+Zr, agregát EOP

Vzd. od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mo [%]	V [%]	Al [%]	Ca [%]	As [%]	Sn [%]	Sb [%]	Ti [%]	Zr [%]
50,0	0,11	1,18	0,46	0,006	0,006	0,25	0,89	0,15	0,21	0,02	0,021	0,0005	0,005	0,009	<0,0030	0,005	0,014
100,0	0,1	1,15	0,46	0,005	0,007	0,24	0,9	0,14	0,21	0,02	0,021	0,0005	0,005	0,008	<0,0030	0,005	0,014
150,0	0,09	1,15	0,45	0,005	0,007	0,24	0,89	0,14	0,2	0,02	0,02	0,0005	0,005	0,009	<0,0030	0,005	0,016
200,0	0,1	1,18	0,47	0,006	0,008	0,25	0,9	0,15	0,21	0,02	0,02	0,0005	0,006	0,01	<0,0030	0,005	0,019
250,0	0,11	1,19	0,47	0,006	0,006	0,25	0,91	0,15	0,21	0,02	0,02	<0,0005	0,006	0,009	<0,0030	0,005	0,015
300,0	0,12	1,19	0,47	0,006	0,008	0,25	0,91	0,15	0,22	0,02	0,021	<0,0005	0,006	0,008	<0,0030	0,005	0,015
350,0	0,12	1,18	0,46	0,006	0,005	0,25	0,92	0,15	0,21	0,02	0,02	<0,0005	0,006	0,009	<0,0030	0,005	0,014
400,0	0,11	1,18	0,46	0,006	0,006	0,25	0,93	0,15	0,21	0,02	0,019	<0,0005	0,006	0,009	<0,0030	0,005	0,014
450,0	0,11	1,18	0,46	0,006	0,005	0,25	0,92	0,15	0,21	0,02	0,02	<0,0005	0,006	0,01	<0,0030	0,005	0,015
500,0	0,1	1,19	0,47	0,006	0,007	0,25	0,92	0,15	0,22	0,02	0,021	0,0005	0,006	0,008	<0,0030	0,005	0,019

Al+Zr Vzd. Od spodku [mm]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV			KV průměr [J]
50	532	618	21,2	67,51	122	156	136	138
100	447	563	23,6	46,71	152	152	168	157
150	437	564	18,2	40,71	130	142	124	132
200	409	555	16,8	45,24	104	128	112	115
250	441	578	20,2	37,59	116	128	112	119
300	441	592	15,8	31,11	76	130	94	100
350	449	591	14,8	37,59	82	104	84	90
400	480	588	15,6	37,59	104	86	134	108
450	456	582	18,8	53,76	110	116	136	121
500	526	647	15,4	59,04	128	146	76	117

Příloha č.5

Kostka o hraně 500mm, materiál Norsok Gr420, dezoxidace Al+Al, agregát EOP

Vzd.od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mb [%]	V [%]	Al [%]	Ca [%]	As [%]	Sn [%]	Sb [%]	Ti [%]	Zr [%]
50,0	0,11	1,19	0,46	0,007	0,008	0,23	0,9	0,14	0,22	0,02	0,047	<0,0005	0,006	0,008	<0,0030	0,004	<0,010
100,0	0,09	1,2	0,46	0,007	0,01	0,23	0,88	0,14	0,21	0,02	0,05	<0,0005	0,006	0,008	<0,0030	0,004	<0,010
150,0	0,1	1,18	0,45	0,007	0,008	0,23	0,89	0,14	0,21	0,02	0,049	<0,0005	0,006	0,008	<0,0030	0,004	<0,010
200,0	0,1	1,2	0,46	0,007	0,009	0,23	0,91	0,14	0,22	0,02	0,046	<0,0005	0,006	0,009	<0,0030	0,004	<0,010
250,0	0,11	1,2	0,46	0,007	0,009	0,23	0,91	0,14	0,22	0,02	0,047	<0,0005	0,007	0,009	<0,0030	0,004	<0,010
300,0	0,11	1,2	0,46	0,007	0,009	0,24	0,91	0,14	0,22	0,02	0,048	<0,0005	0,006	0,008	<0,0030	0,004	<0,010
350,0	0,11	1,2	0,46	0,007	0,008	0,24	0,9	0,14	0,22	0,02	0,047	<0,0005	0,006	0,008	<0,0030	0,004	<0,010
400,0	0,1	1,25	0,47	0,01	0,016	0,24	0,92	0,15	0,23	0,02	0,047	<0,0005	0,008	0,012	<0,0030	0,004	<0,010
450,0	0,1	1,18	0,46	0,006	0,009	0,23	0,9	0,14	0,22	0,02	0,049	<0,0005	0,006	0,008	<0,0030	0,004	<0,010
500,0	0,13	1,24	0,47	0,008	0,01	0,24	0,92	0,14	0,22	0,02	0,052	<0,0005	0,007	0,009	<0,0030	0,004	<0,010

Al+Al Vzd. Od spodku [mm]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV			KV průměr [J]
50	528	624	22,8	62,79	98	144	156	133
100	462	591	22,0	49,59	142	140	150	144
150	437	621	11,2	34,39	70	156	120	115
200	423	565	14,6	31,11	90	54	120	88
250	434	586	17,8	39,16	134	100	106	113
300	433	582	17,6	42,24	76	130	102	103
350	420	578	14,2	40,71	98	138	138	125
400	430	582	18,4	40,71	126	144	130	133
450	462	597	16,0	39,16	80	108	120	103
500	502	626	17,6	51	138	100	94	111

Příloha č.6

Kostka o hraně 500mm, materiál Norsok Gr420, dezoxidace Al+Zr, agregát EOP

Vzd. od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mo [%]	V [%]	Al [%]	Ca [%]	As [%]	Sn [%]	Sb [%]	Ti [%]	Zr [%]
50,0	0,11	1,3	0,39	0,008	0,004	0,21	0,93	0,2	0,22	0,02	0,018						0,019
100,0	0,1	1,26	0,38	0,007	0,004	0,2	0,89	0,19	0,21	0,02	0,018						0,021
150,0	0,1	1,3	0,41	0,003	0,001	0,2	0,89	0,21	0,22	0,02	0,02						0,024
200,0	0,1	1,29	0,4	0,003	0,004	0,2	0,89	0,2	0,22	0,02	0,02						0,023
250,0	0,1	1,3	0,41	0,004	0,001	0,2	0,89	0,2	0,22	0,02	0,02						0,024
300,0	0,1	1,31	0,41	0,003	0,001	0,2	0,89	0,2	0,22	0,02	0,02						0,023
350,0	0,1	1,32	0,42	0,003	0,001	0,21	0,89	0,21	0,22	0,02	0,021						0,024
400,0	0,12	1,33	0,42	0,004	0,001	0,2	0,91	0,21	0,22	0,02	0,02						0,018
450,0	0,11	1,29	0,4	0,003	0,001	0,2	0,88	0,2	0,21	0,02	0,02						0,021
500,0	0,11	1,32	0,41	0,004	0,001	0,2	0,91	0,2	0,22	0,02	0,02						0,015

EOP 2001 Vzd. Od spodku [mm]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV průměr -20°C [mm]
50	489	590	19,8	37,6	50
100	411	528	16	26	49
150	405	519	16	20,8	30
200	396	512	12,4	17,2	34
250	405	527	8,4	11,6	25
300	395	522	15,8	26	24
350	423	546	12,2	19	29
400	423	539	11,2	22,6	45
450					62
500					43

Příloha č.7

Kostka o hraně 500mm, materiál Norsok Gr420, dezoxidace Al, agregát VD

Vzd. od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mo [%]	V [%]	Al [%]	Ca [%]	As [%]	Sn [%]	Sb [%]	Ti [%]	Zr [%]
50,0	0,11	1,24	0,32	0,006	0,002	0,19	0,96	0,23	0,21	0,02	0,021						
100,0	0,11	1,23	0,32	0,006	0,002	0,19	0,96	0,23	0,21	0,02	0,02						
150,0	0,11	1,23	0,31	0,006	0,002	0,19	0,95	0,23	0,21	0,02	0,02						
200,0	0,11	1,24	0,32	0,006	0,002	0,19	0,95	0,24	0,21	0,02	0,02						
250,0	0,11	1,24	0,32	0,006	0,002	0,19	0,95	0,23	0,2	0,02	0,02						
300,0	0,1	1,2	0,31	0,006	0,002	0,19	0,94	0,23	0,2	0,02	0,02						
350,0	0,11	1,21	0,32	0,006	0,002	0,19	0,94	0,24	0,2	0,02	0,02						
400,0	0,11	1,23	0,32	0,006	0,002	0,19	0,95	0,23	0,2	0,02	0,02						
450,0	0,11	1,23	0,32	0,006	0,002	0,19	0,95	0,23	0,2	0,02	0,021						
500,0	0,11	1,24	0,32	0,006	0,002	0,19	0,95	0,24	0,21	0,02	0,02						

VD 2001 Vzd. Od spodku [mm]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV průměr -20°C [mm]
50	452	560	23,2	65,2	178,3
100	389	507	21,6	48,2	211,3
150	395	512	19,8	43,8	170
200	410	522	20	45,2	156,3
250	407	522	21,6	39,2	159,3
300	414	537	20,8	45,2	157
350	395	546	19,6	39,2	153
400	435	563	16,4	31,1	173,7
450	433	559	13	42,2	175
500	469	573	15,8	40,7	189,3

Příloha č.8

Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Al, agregát EOP

Vzd. od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mo [%]	V [%]	Al [%]	Zr [%]	Ce [%]
50,0	0,19	1,04	0,42	0,01	0,009	0,22	0,13	0,1	0,04	0,01	0,092	<0,010	<0,010
100,0	0,17	1,01	0,41	0,008	0,006	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,092	<0,010	<0,010
150,0	0,17	1,01	0,41	0,008	0,007	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,093	<0,010	<0,010
200,0	0,16	1	0,4	0,008	0,008	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,094	<0,010	<0,010
250,0	0,16	1	0,41	0,009	0,008	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,093	<0,010	<0,010
300,0	0,19	1,02	0,45	0,008	0,008	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,092	0,015	<0,010
350,0	0,16	1,01	0,41	0,008	0,008	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,092	<0,010	<0,010
400,0	0,21	1,03	0,42	0,011	0,007	0,22	0,14	0,1	0,04	0,01	0,08	<0,010	<0,010
450,0	0,16	1,01	0,41	0,008	0,013	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,095	<0,010	<0,010
500,0	0,17	1,02	0,41	0,008	0,011	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,093	<0,010	<0,010

Al+Al Vzd. od spodku [mm]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV			KV průměr [J]
50	274	479	30,6	53,8	69	63	88	73
100	264	466	24,4	34,4	72	74	23	56
150	253	460	21,6	34,4	47	51	79	59
200	250	455	23,4	36	47	102	90	80
250	251	452	18,2	32,8	39	24	96	53
300	250	430	10	30	121	105	64	97
350	267	408	11	31,1	58	57	24	46
400	269	417	7,2	37,6	81	99	110	97
450	250	445	16,6	19	89	79	83	84
500	384	474	17	11,6	59	75	72	69

Příloha č.9

Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Zr, agregát EOP

Vzd. od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mo [%]	V [%]	Al [%]	Zr [%]	Ce [%]
50,0	0,19	1,06	0,46	0,011	0,014	0,22	0,14	0,1	0,04	0,01	0,095	0,021	<0,010
100,0	0,17	1,03	0,45	0,009	0,016	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,096	0,021	<0,010
150,0	0,17	1,03	0,45	0,01	0,009	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,095	0,019	<0,010
200,0	0,17	1,01	0,44	0,009	0,011	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,096	0,027	<0,010
250,0	0,17	1	0,44	0,008	0,008	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,095	0,019	<0,010
300,0	0,17	1,01	0,44	0,009	0,009	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,093	0,02	<0,010
350,0	0,21	1,05	0,45	0,01	0,009	0,22	0,14	0,1	0,04	0,01	0,092	0,02	<0,010
400,0	0,26	0,89	0,35	0,014	0,013	0,2	0,14	0,1	0,04	0,01	0,058	<0,010	<0,010
450,0	0,19	1,04	0,45	0,008	0,007	0,22	0,14	0,1	0,04	0,01	0,092	0,018	<0,010
500,0	0,17	1,03	0,46	0,009	0,007	0,22	0,13	0,1	0,04	0,01	0,094	0,011	<0,010

Al+Zr Vzd. od spodku [mm]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV			KV průměr [J]
50	270	483	15,2	13,5	72	57	21	50
100	288	461	23	31,1	55	61	63	60
150	255	452	12,6	11,6	67	79	65	70
200	270	445	11	9,8	69	30	21	40
250	250	417	10,6	26	50	17	54	40
300	324	356	4,4	4	56	47	38	47
350	274	288	2,6	2	29	48	19	32
400	277	413	4	2	45	60	36	47
450	268	297	2,6	0	79	22	44	48
500	270	452	7,6	4	48	52	35	45

Příloha č.10

Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Ce, agregát EOP

Vzd. od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mo [%]	V [%]	Al [%]	Zr [%]	Ce [%]
50,0	0,19	1,06	0,42	0,01	0,002	0,22	0,14	0,1	0,04	0,01	0,096	<0,010	0,015
100,0	0,18	1,02	0,41	0,008	0,006	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,096	<0,010	0,05
150,0	0,18	1,03	0,41	0,01	0,013	0,22	0,13	0,1	0,04	0,01	0,094	<0,010	0,06
200,0	0,17	0,99	0,4	0,008	0,009	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,096	<0,010	0,045
250,0	0,17	1,02	0,4	0,008	0,01	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,095	<0,010	0,06
300,0	0,18	1,01	0,4	0,009	0,001	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,092	<0,010	<0,010
350,0	0,17	1,02	0,4	0,009	0,003	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,094	<0,010	0,03
400,0	0,18	1,03	0,41	0,009	0,002	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,095	<0,010	0,02
450,0	0,19	1,04	0,41	0,009	0,003	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,094	<0,010	0,015
500,0	0,16	1,01	0,4	0,008	0,003	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,093	<0,010	0,015

Al+Ce Vzd. od spodku [mm]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV			KV průměr [J]
500	259	397	4,6	4	64	40	60	55
450	273	395	5,2	4	13	33	28	25
400	247	363	5	5,9	24	29	28	27
350	237	272	4,6	2	24	20	29	24
300	237	301	3,4	5,9	24	26	23	24
250	239	368	4,8	4	18	20	20	19
200	303	344	2,2	4	23	18	23	21
150	243	305	1,4	7,8	21	18	14	18
100	258	376	6,4	7,8	8	13	20	14
50	262	296	4	11,6	8	7	15	10

Příloha č.11

Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+V, agregát EOP

Vzd. od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mo [%]	V [%]	Al [%]	Zr [%]	Ce [%]
50,0	0,19	1,1	0,43	0,011	0,008	0,23	0,14	0,1	0,05	0,07	0,095		
100,0	0,17	1,04	0,4	0,008	0,007	0,22	0,13	0,09	0,04	0,06	0,1		
150,0	0,17	1,03	0,4	0,008	0,007	0,22	0,13	0,1	0,04	0,06	0,095		
200,0	0,17	1,03	0,4	0,008	0,005	0,22	0,13	0,09	0,04	0,06	0,095		
250,0	0,18	1,05	0,41	0,008	0,007	0,22	0,13	0,1	0,04	0,06	0,09		
300,0	0,18	1,07	0,41	0,01	0,006	0,22	0,14	0,1	0,04	0,06	0,09		
350,0	0,17	1,06	0,42	0,011	0,012	0,22	0,13	0,1	0,04	0,06	0,095		
400,0	0,22	1,07	0,42	0,009	0,009	0,22	0,13	0,1	0,04	0,06	0,09		
450,0	0,16	1,04	0,41	0,008	0,01	0,22	0,13	0,1	0,04	0,06	0,1		
500,0	0,16	1,04	0,41	0,009	0,013	0,22	0,13	0,1	0,04	0,06	0,1		

Al+V Vzd. od spodku [mm]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV		KV průměr [J]	
50	284	492	24,8	46,7	75	75	86	79
100	292	468	11,4	17,2	87	98	64	83
150	277	463	9,4	9,8	31	77	93	67
200	264	462	9,8	13,5	93	30	75	66
250	255	359	4,2	11,6	40	46	15	34
300	255	255	1,6	5,9	14	13	67	31
350	174	176	2	7,8	15	17	20	17
400	287	465	10,6	19	9	24	62	32
450	299	472	12,4	31,1	24	82	19	42
500	290	489	19	42,2	37	21	86	48

Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Mg, agregát EOP

Vzd. od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mo [%]	V [%]	Al [%]	Mg [%]
50,0	0,2	1,07	0,43	0,011	0,007	0,23	0,26	0,09	0,04	0,01	0,095	0,001
100,0	0,18	1,05	0,42	0,009	0,007	0,22	0,26	0,09	0,04	0,01	0,097	0,001
150,0	0,18	1,05	0,42	0,009	0,007	0,22	0,26	0,09	0,04	0,01	0,096	0,001
200,0	0,18	1,06	0,42	0,009	0,006	0,22	0,26	0,09	0,04	0,01	0,1	0,001
250,0	0,18	1,06	0,43	0,009	0,007	0,22	0,26	0,09	0,04	0,01	0,098	0,001
300,0	0,17	1,04	0,42	0,008	0,006	0,22	0,26	0,09	0,04	0,01	0,097	0,001
350,0	0,19	1,04	0,42	0,008	0,006	0,22	0,26	0,09	0,04	0,01	0,095	0,001
400,0	0,19	1,07	0,43	0,011	0,006	0,22	0,26	0,09	0,04	0,01	0,09	0,001
450,0	0,19	1,05	0,42	0,008	0,006	0,22	0,26	0,09	0,04	0,01	0,092	0,001
500,0	0,26	1,18	0,48	0,013	0,008	0,24	0,29	0,1	0,05	0,01	0,09	0,001

Al+Mg Vzd. od spodku [mm]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV			KV průměr [J]
50	279	483	11,6	5,9	48	47	95	63
100	284	479	21,8	32,8	72	63	63	66
150	267	444	7,4	4	75	69	39	61
200	260	440	9,4	5,9	50	36	32	39
250	328	337	4,6	4	32	46	65	48
300	260	371	4,8	7,8	19	56	9	28
350	160	241	0,2	0	14	15	5	11
400	231	243	1,8	4	70	8	63	47
450	271	404	2,8	2	96	13	22	44
500	291	481	16,4	32,8	7	68	22	32

Příloha č.13

Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Ti, agregát EOP

Vzd. od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mo [%]	V [%]	Al [%]	Ti
50,0	0,18	1,07	0,41	0,011	0,011	0,23	0,13	0,1	0,04	0,01	0,095	0,0091
100,0	0,17	1,09	0,42	0,011	0,019	0,23	0,13	0,1	0,04	0,01	0,1	0,0157
150,0	0,16	1,05	0,41	0,008	0,013	0,22	0,13	0,1	0,04	0,01	0,1	0,0115
200,0	0,16	1,06	0,41	0,009	0,008	0,22	0,13	0,1	0,04	0,01	0,1	0,0106
250,0	0,16	1,05	0,41	0,008	0,009	0,22	0,13	0,1	0,04	0,01	0,1	0,0099
300,0	0,16	1,05	0,41	0,012	0,011	0,22	0,13	0,09	0,04	0,01	0,1	0,0097
350,0	0,17	1,05	0,41	0,008	0,008	0,22	0,13	0,1	0,04	0,01	0,1	0,0087
400,0	0,18	1,05	0,42	0,008	0,005	0,22	0,13	0,1	0,04	0,01	0,1	0,0099
450,0	0,23	1,11	0,44	0,012	0,012	0,23	0,14	0,1	0,05	0,01	0,09	0,0124
500,0	0,2	1,07	0,42	0,01	0,01	0,22	0,13	0,1	0,04	0,01	0,1	0,0093

Al+Ti Vzd. od spodku [mm]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV			KV průměr [J]
50	251	491	23	39,2	72	63	91	75
100	263	476	16,8	17,2	82	127	126	112
150	266	466	14	13,5	48	35	34	39
200	251	344	3,8	4	82	92	73	82
250	259	260	0,8	5,9	59	52	52	54
300	254	334	4,6	7,8	40	34	46	40
350	255	349	3,2	5,9	33	27	37	32
400	259	275	0,2	2	76	82	102	87
450	288	482	13,2	29,4	51	36	72	53
500	273	478	8	24,3	58	47	47	51

Příloha č.14

Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Zr+V, agregát EOP

Vzd. od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mo [%]	V [%]	Al [%]	Zr [%]
50,0	0,18	1,05	0,43	0,01	0,01	0,22	0,13	0,1	0,04	0,05	0,1	0,014
100,0	0,17	1,03	0,43	0,01	0,009	0,22	0,13	0,09	0,04	0,05	0,1	0,013
150,0	0,17	1,07	0,44	0,01	0,01	0,22	0,13	0,1	0,04	0,05	0,1	0,015
200,0	0,17	1,05	0,43	0,009	0,008	0,22	0,13	0,1	0,04	0,05	0,1	0,011
250,0	0,17	1,05	0,43	0,008	0,007	0,22	0,13	0,1	0,04	0,05	0,1	0,015
300,0	0,17	1,02	0,43	0,008	0,009	0,22	0,13	0,09	0,04	0,05	0,1	0,011
350,0	0,19	1,09	0,46	0,012	0,01	0,23	0,13	0,1	0,05	0,06	0,1	0,016
400,0	0,22	1,11	0,46	0,013	0,012	0,23	0,14	0,1	0,05	0,06	0,095	0,01
450,0	0,23	1,13	0,47	0,013	0,011	0,23	0,14	0,11	0,05	0,06	0,095	0,015
500,0	0,16	1,06	0,44	0,009	0,008	0,22	0,13	0,1	0,04	0,05	0,1	0,015

Al+Zr+V Vzd. od spodku [mm]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV			KV průměr [J]
50	290	489	13,4	13,5	57	39	62	53
100	287	484	16,2	17,2	82	49	82	71
150	277	470	16,8	31,1	39	51	49	46
200	264	449	7,2	9,8	65	46	39	50
250	278	442	9,4	5,9	39	62	53	51
300	294	409	5,6	7,8	25	38	69	44
350	263	288	0,6	5,9	56	52	44	51
400	276	294	1	0	59	41	29	43
450	283	491	10,6	5,9	31	26	28	28
500	285	484	14	15,4	33	41	19	31

Příloha č.15

Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Zr, agregát EOP

Vzd. od spodku [mm]	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mb	V	Al	Zr	Ca	As	Sn	Sb	Ti
	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
50	0,19	1,03	0,46	0,012	0,008	0,16	0,11	0,15	0,03	0,01	0,025	0,024	0,0015	0,007	0,009	<0,0030	0,005
100	0,17	1,02	0,45	0,011	0,008	0,16	0,11	0,15	0,03	0,01	0,024	0,019	0,0015	0,007	0,009	<0,0030	0,004
150	0,17	1	0,44	0,01	0,008	0,15	0,1	0,15	0,03	0,01	0,025	0,025	0,0025	0,006	0,007	<0,0030	0,004
200	0,19	1,04	0,46	0,011	0,01	0,16	0,11	0,16	0,03	0,01	0,026	0,024	0,0015	0,007	0,009	<0,0030	0,005
250	0,19	1,05	0,46	0,013	0,01	0,17	0,11	0,16	0,03	0,01	0,025	0,03	0,002	0,008	0,01	<0,0030	0,005
300	0,18	1,01	0,44	0,011	0,007	0,16	0,11	0,15	0,03	0,01	0,026	0,02	0,002	0,006	0,008	<0,0030	0,004
350	0,21	1,08	0,48	0,015	0,01	0,17	0,11	0,16	0,04	0,01	0,025	0,023	0,001	0,009	0,011	<0,0030	0,006
400	0,2	1,02	0,45	0,01	0,007	0,16	0,11	0,15	0,03	0,01	0,024	0,018	0,0015	0,006	0,008	<0,0030	0,004
450	0,19	1,02	0,45	0,01	0,007	0,16	0,11	0,15	0,03	0,01	0,024	0,022	0,0015	0,006	0,008	<0,0030	0,004
500	0,21	1,02	0,45	0,01	0,008	0,16	0,11	0,15	0,03	0,01	0,024	0,02	0,0015	0,006	0,008	<0,0030	0,004

Al+Zr Vzd. od spodku [mm]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV		KV průměr [J]
50	284	483	28,4	22,6	84	72	78
100	282	469	27,6	19	89	73	81
150	278	471	28,8	20,8	58	75	66,5
200	286	478	18,8	20,8	61	82	71,5
250	278	473	16,4	11,6	54	55	54,5
300	282	477	22	17,2	60	46	53
350	284	472	17,4	13,5	53	52	52,5
400	281	475	24,6	13,5	60	63	61,5
450	294	483	19,4	32,8	57	62	59,5
500	295	488	22,8	27,8	49	78	63,5

Příloha č.16

Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Zr, agregát EOP-LF

Vzd od spodku [mm]	C	Mn	Si	P	S	Cr	N	Cu	Mb	V	Al	Zr	Ca	As	Sn	Sb	Ti
	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
50	0,17	1,03	0,39	0,005	0,005	0,19	0,17	0,12	0,06	<0,01	0,018	0,028	0,0005	0,006	0,009	<0,0030	0,004
100	0,16	1,02	0,4	0,005	0,005	0,19	0,17	0,12	0,06	<0,01	0,019	0,026	0,001	0,006	0,009	<0,0030	0,004
150	0,16	1,01	0,39	0,005	0,005	0,19	0,17	0,12	0,06	<0,01	0,018	0,039	0,0015	0,005	0,008	<0,0030	0,004
200	0,15	1,01	0,39	0,005	0,005	0,19	0,17	0,12	0,06	<0,01	0,018	0,024	0,0005	0,005	0,008	<0,0030	0,004
250	0,15	1,05	0,4	0,005	0,007	0,2	0,18	0,12	0,06	<0,01	0,018	0,029	0,0005	0,006	0,009	<0,0030	0,004
300	0,15	1	0,38	0,005	0,005	0,19	0,17	0,12	0,01	<0,01	0,018	0,024	0,001	0,005	0,008	<0,0030	0,004
350	0,16	1	0,39	0,005	0,005	0,19	0,17	0,12	0,06	<0,01	0,017	0,023	0,0005	0,005	0,008	<0,0030	0,004
400	0,17	1,02	0,39	0,005	0,005	0,19	0,18	0,12	0,06	<0,01	0,018	0,031	0,001	0,006	0,009	<0,0030	0,004
450	0,18	1,04	0,4	0,005	0,007	0,19	0,18	0,12	0,06	<0,01	0,018	0,032	0,0005	0,006	0,009	<0,0030	0,004
500	0,18	1,02	0,39	0,005	0,007	0,19	0,18	0,12	0,06	<0,01	0,017	0,034	0,001	0,006	0,008	<0,0030	0,004

Al+Zr	Re	R _m	A ₅	Z	KV		KV průměr
Vzd. od spodku [mm]	[Mpa]	{Mpa}	[%]	[%]			[J]
50	283	461	29,2	31,1	95	89	92
100	271	452	25,4	31,1	108	104	106
150	271	447	23,8	24,3	103	113	108
200	269	449	24,2	19	85	88	86,5
250	290	461	18,8	17,2	85	78	81,5
300	270	448	15,4	9,8	91	70	80,5
350	269	461	22,6	26	81	60	70,5
400	290	452	16,2	27,8	55	59	57
450	281	466	28,6	29,4	94	68	81
500	270	449	20,2	24,4	44	76	60

Příloha č.17

Kostka o hraně 500mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al, agregát EOP-LF-VD

Vzd od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	N [%]	Cu [%]	Mb [%]	V [%]	Al [%]	Zr [%]	Ca [%]	As [%]	Sn [%]	Sb [%]	Ti [%]
50	0,17	0,97	0,36	0,005	0,001	0,22	0,14	0,09	0,07	<0,01	0,025	<0,010	0,001	0,005	0,007	<0,0080	0,003
100	0,16	0,99	0,36	0,005	0,001	0,22	0,14	0,1	0,07	<0,01	0,022	<0,010	0,0005	0,005	0,008	<0,0080	0,004
150	0,16	0,97	0,36	0,004	0,001	0,22	0,14	0,09	0,07	<0,01	0,025	<0,010	0,001	0,005	0,007	<0,0080	0,003
200	0,17	0,96	0,35	0,004	0,001	0,22	0,14	0,09	0,07	<0,01	0,022	<0,010	0,0005	0,005	0,006	<0,0080	0,003
250	0,16	0,96	0,35	0,004	0,001	0,22	0,14	0,09	0,07	<0,01	0,023	<0,010	0,0005	0,005	0,007	<0,0080	0,003
300	0,18	0,98	0,36	0,004	0,001	0,22	0,15	0,1	0,07	<0,01	0,022	<0,010	0,0005	0,005	0,007	<0,0080	0,003
350	0,18	1	0,36	0,005	0,001	0,23	0,15	0,1	0,08	<0,01	0,021	<0,010	0,0005	0,006	0,008	<0,0080	0,004
400	0,18	0,98	0,35	0,005	0,001	0,22	0,15	0,1	0,07	<0,01	0,021	<0,010	0,0005	0,005	0,008	<0,0080	0,003
450	0,16	0,98	0,36	0,004	0,001	0,22	0,15	0,1	0,07	<0,01	0,021	<0,010	0,0005	0,005	0,008	<0,0080	0,003
500	0,18	0,98	0,36	0,004	0,001	0,22	0,15	0,1	0,07	<0,01	0,021	<0,010	0,0005	0,005	0,007	<0,0080	0,003

Vzd. od spodku [mm]	Al [Mpa]	Re [Mpa]	R _m [Mpa]	A ₅ [%]	Z [%]	KV		KV průměr [J]
50		278	457	29,4	45,2	100	104	102
100		267	446	29,6	32,8	176	194	185
150		272	448	23,6	27,8	88	96	92
200		267	452	24,6	20,8	143	105	124
250		273	457	22,4	36	98	82	90
300		270	454	27	15,4	128	113	120,5
350		272	448	17,2	29,4	134	101	117,5
400		274	458	23,2	36	134	102	118
450		279	457	22,4	27,8	102	94	98
500		288	465	26,8	40,7	87	95	91

Kostka o hraně 750mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al, agregát EOP

Vzd od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mb [%]	V [%]	Al [%]	Zr [%]	Ti [%]	N ₂ [%]
75	0,170	1,300	0,390	0,006	0,004	0,210	0,160	0,120	0,070	0,010	0,011	0,002	0,002	0,015
150	0,180	1,370	0,410	0,010	0,005	0,220	0,160	0,130	0,080	0,010	0,010	0,002	0,002	0,015
225	0,170	1,350	0,400	0,007	0,003	0,210	0,160	0,130	0,070	0,010	0,010	0,002	0,002	0,014
300	0,160	1,300	0,380	0,006	0,012	0,200	0,160	0,120	0,070	0,010	0,012	0,002	0,002	0,013
375	0,170	1,320	0,390	0,006	0,005	0,210	0,160	0,130	0,070	0,010	0,010	0,002	0,002	0,015
450	0,180	1,340	0,400	0,007	0,007	0,210	0,160	0,130	0,070	0,010	0,010	0,002	0,002	0,015
525	0,210	1,360	0,400	0,007	0,006	0,210	0,170	0,130	0,070	0,010	0,009	0,002	0,002	0,016
600	0,220	1,360	0,410	0,007	0,009	0,210	0,170	0,130	0,070	0,010	0,009	0,002	0,002	0,016
675	0,230	1,420	0,420	0,010	0,013	0,220	0,170	0,150	0,070	0,010	0,008	0,002	0,002	0,017
750	0,230	1,400	0,410	0,007	0,005	0,220	0,170	0,150	0,070	0,010	0,008	0,002	0,002	0,016

Al Vzd. od spodku [mm]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV průměr [J]
75	299	484	19,2	29,4	81,66667
150	289	483	21,8	31,1	78
225	289	467	14,8	31,1	82,33333
300	281	472	18,8	32,8	53,66667
375	282	443	12,4	24,3	78,66667
450	289	414	8,6	20,8	49
525	295	476	9,8	20,8	56,66667
600	308	471	10	15,4	46,33333
675	316	507	*	*	44,66667
750	334	469	8,8	26	38,66667

Kostka o hraně 750mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Zr, agregát EOP

Vzd. od spodku [mm]	C	Mn	Si	P	S	Cr	N	Cu	Mo	V	Al	Zr	Ti	N ₂
	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
75	0,19	1,3	0,5	0,007	0,014	0,13	0,18	0,16	0,06	0,010	0,025	0,031	0,002	0,01
150	0,17	1,24	0,48	0,005	0,007	0,12	0,17	0,16	0,05	0,010	0,025	0,021	0,002	0,012
225	0,17	1,29	0,51	0,006	0,009	0,12	0,18	0,14	0,06	0,010	0,027	0,033	0,002	0,011
300	0,17	1,31	0,51	0,006	0,01	0,13	0,18	0,15	0,06	0,010	0,026	0,032	0,002	0,012
375	0,17	1,33	0,52	0,007	0,012	0,13	0,18	0,15	0,06	0,010	0,026	0,023	0,002	0,01
450	0,17	1,28	0,51	0,006	0,008	0,12	0,17	0,15	0,06	0,010	0,026	0,018	0,002	0,012
525	0,19	1,29	0,51	0,008	0,013	0,13	0,18	0,15	0,06	0,010	0,026	0,025	0,002	0,012
600	0,2	1,3	0,51	0,006	0,011	0,13	0,18	0,15	0,06	0,010	0,025	0,05	0,002	0,015
675	0,19	1,3	0,52	0,009	0,012	0,12	0,17	0,15	0,06	0,010	0,026	0,028	0,002	0,012
750	0,22	1,4	0,57	0,009	0,019	0,13	0,19	0,16	0,07	0,010	0,026	0,016	0,002	0,014

Al+Zr	Re	R _m	A ₅	Z	KV
Vzd. od spodku [mm]	[Mpa]	{Mpa}	[%]	[%]	[J]
75	302	498	20	36	60
150	298	488	20	34,4	71
225	292	485	18,4	39,2	80
300	280	480	16,8	22,6	72,33333
375	281	485	17	27,8	70
450	285	386	8	26	62,33333
525	292	383	7	26	48,33333
600	295	406	5,4	20,8	39
675	286	391	5,2	17,2	45,66667
750	308	523	12	29,4	42,33333

Kostka o hraně 750mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al+Ti, agregát EOP

Vzd. od spodku [mm]	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mb	V	Al	Zr	Ti	N ₂
	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
75	0,2	1,26	0,44	0,008	0,007	0,15	0,08	0,08	0,02	0,010	0,02	0,002	0,02	0,008
150	0,21	1,3	0,46	0,01	0,004	0,15	0,08	0,08	0,02	0,010	0,016	0,002	0,01	0,009
225	0,19	1,29	0,46	0,01	0,006	0,15	0,08	0,08	0,02	0,010	0,02	0,002	0,02	0,009
300	0,19	1,26	0,45	0,008	0,006	0,15	0,08	0,08	0,02	0,010	0,014	0,002	0,01	0,007
375	0,19	1,27	0,45	0,009	0,006	0,15	0,08	0,08	0,02	0,010	0,017	0,002	0,01	0,007
450	0,21	1,3	0,46	0,009	0,006	0,15	0,08	0,08	0,02	0,010	0,015	0,002	0,01	0,007
525	0,23	1,33	0,47	0,01	0,006	0,15	0,08	0,08	0,02	0,010	0,014	0,002	0,02	0,009
600	0,24	1,39	0,49	0,012	0,01	0,16	0,08	0,08	0,02	0,010	0,014	0,002	0,02	0,009
675	0,25	1,38	0,49	0,013	0,008	0,16	0,08	0,08	0,02	0,010	0,013	0,002	0,02	0,009
750	0,23	1,35	0,47	0,01	0,004	0,16	0,08	0,08	0,02	0,010	0,012	0,002	0,01	0,009

Al+ Ti	Re	R _m	A ₅	Z	KV průměr
Vzd. od spodku [mm]	[Mpa]	{Mpa}	[%]	[%]	[J]
75	288	504	19,4	26	78,33333
150	286	511	20	37,6	74,66667
225	280	498	16,6	24,3	70,66667
300	271	497	17,2	34,4	67
375	275	498	15	32,8	53,66667
450	288	380	2,8	22,6	50
525	302	463	6,2	13,5	31,66667
600	306	475	5,8	20,8	36
675	308	497	5,8	13,5	28,33333
750	340	522	8,8	20,8	29,33333

Příloha č.21

Kostka o hraně 750mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al =0,02%, agregát EOP-LF

Vzd. od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mb [%]	V [%]	Al [%]	Zr [%]	Ti [%]	N ₂ [%]
75	0,18	1,32	0,45	0,006	0,003	0,23	0,12	0,1	0,04	0,010	0,015	0,002	0,002	0,0096
150	0,19	1,34	0,46	0,006	0,004	0,23	0,13	0,1	0,05	0,010	0,015	0,002	0,002	0,0089
225	0,17	1,3	0,44	0,006	0,003	0,22	0,12	0,1	0,05	0,010	0,014	0,002	0,002	0,0088
300	0,18	1,32	0,45	0,007	0,003	0,23	0,12	0,1	0,05	0,010	0,014	0,002	0,002	0,0088
375	0,21	1,32	0,45	0,006	0,004	0,22	0,12	0,1	0,05	0,010	0,013	0,002	0,002	0,0098
450	0,2	1,3	0,44	0,005	0,003	0,22	0,12	0,1	0,04	0,010	0,014	0,002	0,002	0,0099
525	0,25	1,4	0,48	0,007	0,006	0,23	0,13	0,11	0,05	0,010	0,014	0,002	0,002	0,0128
600	0,26	1,37	0,47	0,005	0,003	0,23	0,13	0,11	0,05	0,010	0,013	0,002	0,002	0,0126
675	0,27	1,39	0,47	0,007	0,004	0,23	0,13	0,12	0,05	0,010	0,013	0,002	0,002	0,0129
750	0,22	1,36	0,46	0,006	0,005	0,23	0,13	0,12	0,05	0,010	0,013	0,002	0,002	0,0107

Vzd. od spodku [mm]	Al [Mpa]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV průměr [J]
75		308	509	26,8	45,2	117,3333
150		307	504	25,6	36	141
225		331	500	21,6	40,7	126,6667
300		309	511	23,6	36	141,6667
375		308	523	20,4	36	124,6667
450		321	531	19,6	36	76,33333
525		326	547	15	26	80
600		353	559	10,2	24,3	52,33333
675		368	546	14,2	45,2	63,66667
750		312	525	16	39,2	39,33333

Kostka o hraně 750mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al =0,035%, agregát EOP-LF

Vzd. od spodku [mm]	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mb	V	Al	Zr	Ti	N ₂
	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
75	0,19	1,3	0,44	0,005	0,004	0,22	0,13	0,11	0,04	<0,01	0,038	0,002	0,002	0,0098
150	0,19	1,31	0,44	0,005	0,003	0,22	0,13	0,12	0,04	<0,01	0,038	0,002	0,002	0,0092
225	0,18	1,28	0,43	0,004	0,001	0,21	0,13	0,11	0,04	<0,01	0,036	0,002	0,002	0,0090
300	0,19	1,3	0,43	0,004	0,004	0,22	0,13	0,12	0,04	<0,01	0,037	0,002	0,002	0,0091
375	0,2	1,29	0,43	0,005	0,004	0,22	0,13	0,12	0,04	<0,01	0,037	0,002	0,002	0,0093
450	0,22	1,3	0,43	0,004	0,002	0,22	0,13	0,12	0,04	<0,01	0,036	0,002	0,002	0,0099
525	0,23	1,34	0,44	0,004	0,003	0,22	0,13	0,12	0,04	<0,01	0,035	0,002	0,002	0,0115
600	0,31	1,43	0,46	0,005	0,003	0,23	0,14	0,14	0,05	<0,01	0,034	0,002	0,002	0,0141
675	0,32	1,38	0,44	0,004	0,005	0,22	0,13	0,13	0,04	<0,01	0,034	0,002	0,002	0,0147
750	0,33	1,39	0,45	0,004	0,002	0,23	0,14	0,14	0,04	<0,01	0,034	0,002	0,002	0,0153

Vzd. od spodku [mm]	Al	Re	R _m	A ₅	Z	KV průměr
		[Mpa]	{Mpa}	[%]	[%]	[J]
75		308	531	25,4	32,8	98
150		294	523	22	34,4	87
225		302	514	19	37,6	85
300		289	419	6,4	19	89,33333
375		297	514	12,6	20,8	81,33333
450		304	499	9,6	17,2	71,66667
525		330	425	5,6	11,6	53
600		372	505	9,8	4	54
675		360	595	1	1	46,66667
750		391	504	4,6	7,8	36

Příloha č.23

Kostka o hraně 750mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al=0,019%, agregát EOP-LF-VD

Vzd. od spodku [mm]	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mo [%]	V [%]	Al [%]	Zr [%]	Ti [%]	N ₂ [%]
75	0,19	1,3	0,44	0,009	0,001	0,21	0,17	0,15	0,04	0,010	0,016	0,002	0,002	0,0054
150	0,19	1,28	0,44	0,009	0,002	0,2	0,16	0,15	0,04	0,010	0,017	0,002	0,002	0,0054
225	0,18	1,24	0,43	0,008	0,002	0,2	0,16	0,15	0,04	0,010	0,017	0,002	0,002	0,0049
300	0,19	1,32	0,45	0,011	0,002	0,21	0,17	0,16	0,04	0,010	0,016	0,002	0,002	0,0055
375	0,21	1,32	0,46	0,011	0,002	0,21	0,17	0,15	0,04	0,010	0,017	0,002	0,002	0,0055
450	0,22	1,31	0,45	0,01	0,002	0,21	0,17	0,16	0,04	0,010	0,016	0,002	0,002	0,0062
525	0,23	1,3	0,46	0,011	0,002	0,21	0,17	0,15	0,04	0,010	0,016	0,002	0,002	0,0069
600	0,22	1,34	0,46	0,012	0,002	0,21	0,17	0,16	0,04	0,010	0,016	0,002	0,002	0,0063
675	0,29	1,43	0,49	0,015	0,003	0,22	0,18	0,17	0,04	0,010	0,016	0,002	0,002	0,0081
750	0,27	1,4	0,48	0,015	0,003	0,21	0,18	0,17	0,04	0,010	0,016	0,002	0,002	0,0083

Vzd. od spodku [mm]	Al [Mpa]	Re [Mpa]	R _m {Mpa}	A ₅ [%]	Z [%]	KV průměr [J]
75		304	513	20,8	36	94
150		304	509	21,2	36	93,66667
225		298	497	16	24,3	121,33333
300		295	508	20,6	27,8	119
375		316	541	20,6	36	89
450		320	541	15,6	27,8	86,66667
525		371	581	9,4	22,6	48,33333
600		335	475	9	20	40
675		357	563	12,4	24,3	35,66667
750		359	553	13,4	34,4	35,66667

Příloha č.24

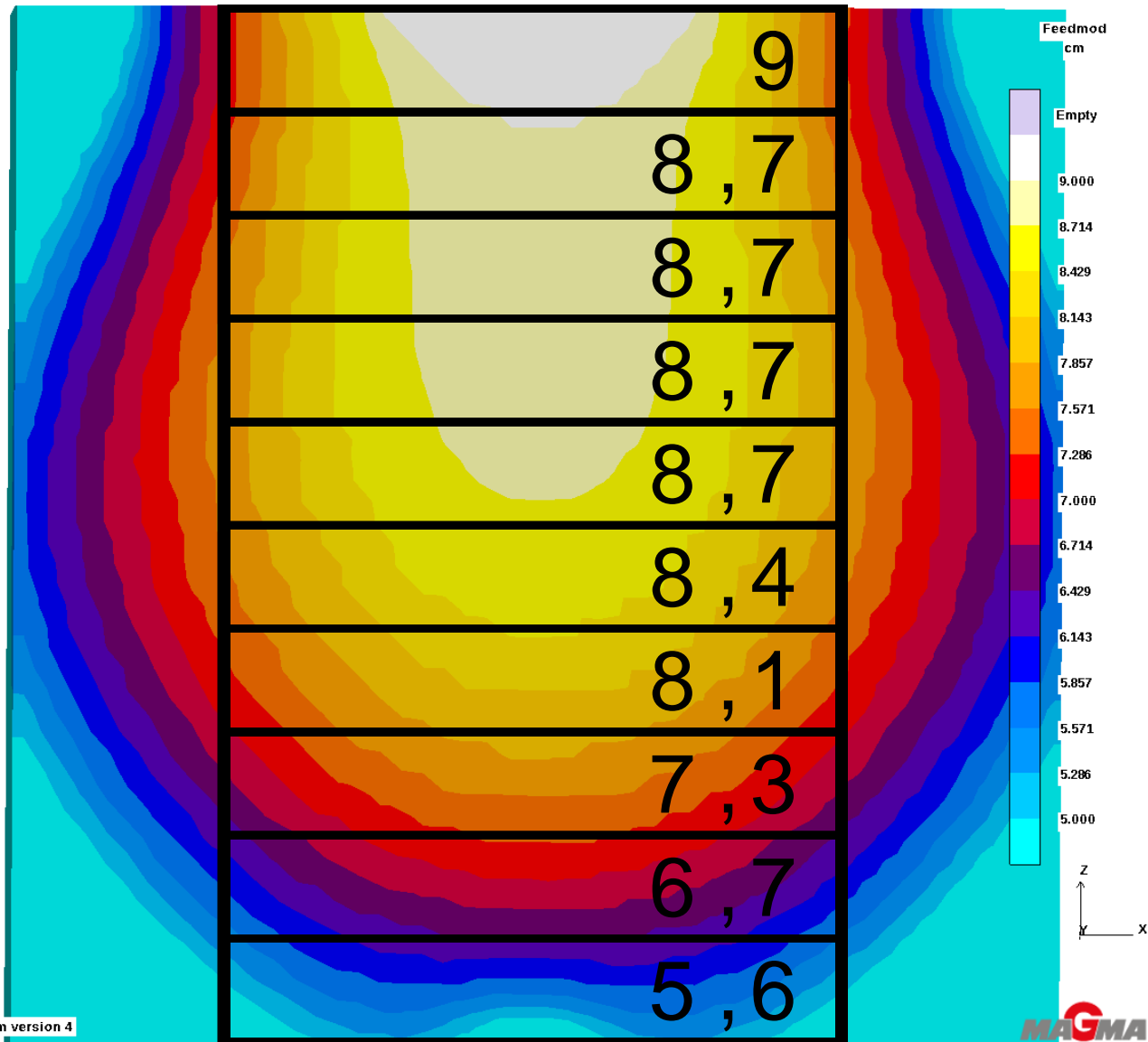
Kostka o hraně 750mm, materiál GS20Mn5, dezoxidace Al=0,04%, agregát EOP-LF-VD

Vzd. od spodku [mm]	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Zr	Ti	N ₂
	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
75	0,19	1,31	0,45	0,01	0,001	0,21	0,16	0,15	0,04	<0,01	0,042	0,002	0,002	0,0052
150	0,18	1,31	0,45	0,01	0,001	0,2	0,16	0,15	0,04	<0,01	0,042	0,002	0,002	0,0048
225	0,18	1,3	0,45	0,01	0,001	0,2	0,16	0,15	0,04	<0,01	0,042	0,002	0,002	0,0049
300	0,18	1,29	0,45	0,009	0,002	0,2	0,16	0,15	0,04	<0,01	0,044	0,002	0,002	0,0054
375	0,2	1,32	0,45	0,01	0,002	0,2	0,16	0,15	0,04	<0,01	0,042	0,002	0,002	0,0059
450	0,22	1,3	0,45	0,009	0,001	0,2	0,16	0,15	0,04	<0,01	0,042	0,002	0,002	0,0068
525	0,24	1,4	0,48	0,015	0,003	0,21	0,17	0,16	0,04	<0,01	0,04	0,002	0,002	0,0077
600	0,22	1,37	0,47	0,012	0,001	0,21	0,17	0,16	0,04	<0,01	0,041	0,002	0,002	0,0063
675	0,28	1,4	0,48	0,012	0,002	0,21	0,17	0,16	0,04	<0,01	0,04	0,002	0,002	0,0085
750	0,26	1,36	0,47	0,011	0,003	0,2	0,17	0,16	0,04	<0,01	0,041	0,002	0,002	0,0083

Vzd. od spodku [mm]	Al	Re	R _m	A ₅	Z	KV průměr
		[Mpa]	{Mpa}	[%]	[%]	[J]
75		308	508	23,8	37,6	97,66667
150		304	498	23,4	31,1	123
225		290	499	18,2	20,8	125,3333
300		303	499	20,4	31,1	97,66667
375		300	509	21,2	32,8	90
450		316	514	12,4	27,8	74,33333
525		345	545	12	24,3	68
600		344	559	12,8	24,3	59,66667
675		343	551	13,6	27,8	59,33333
750		334	542	14,6	29,4	52,33333

Příloha č.25

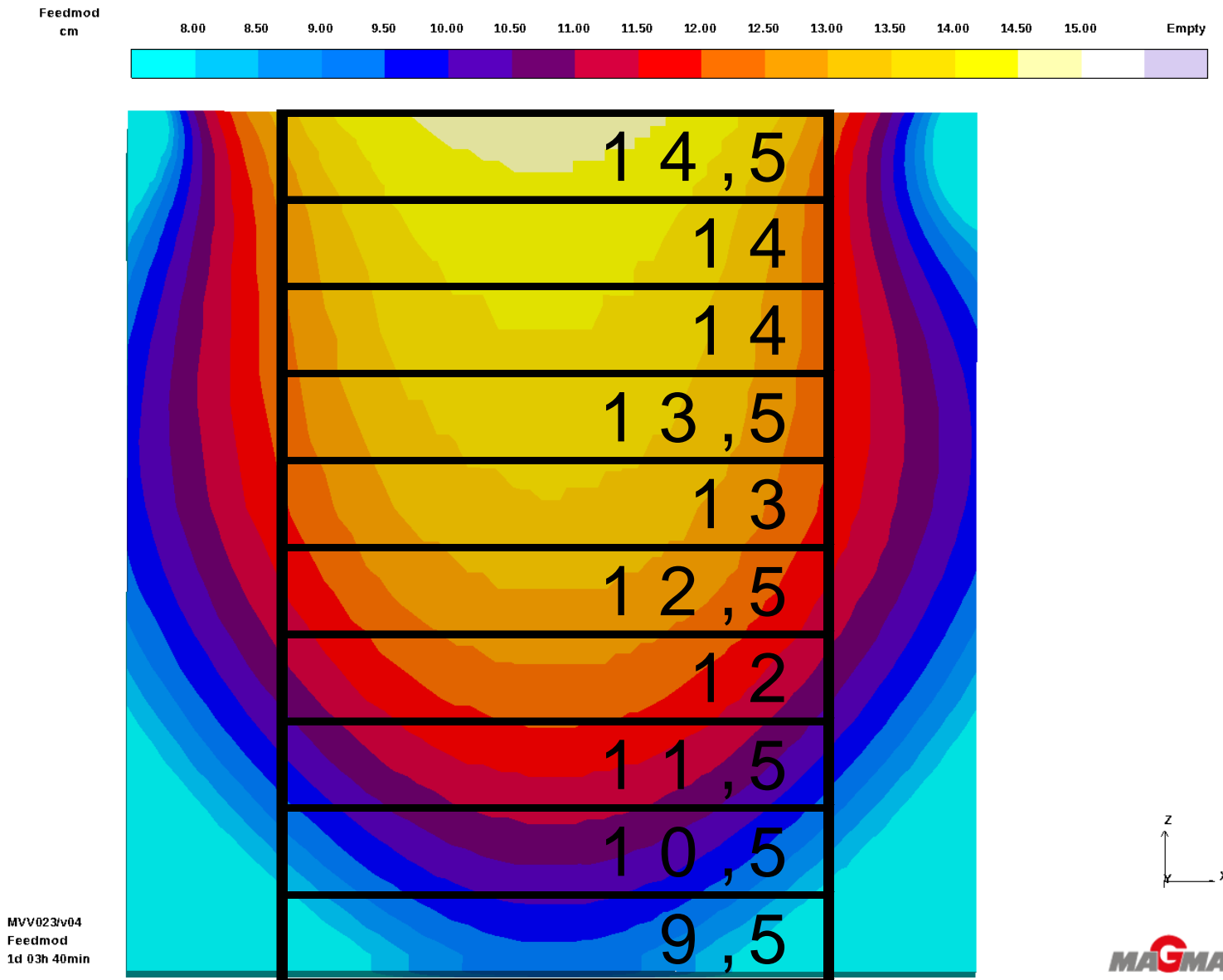
Průběh hodnot relativní tloušťky stěny (modulu) [cm] pro odlitek krychle o hraně 500mm, nálitkové vrchním nálitkem $\phi 400/400$ [mm], vtokované ze spodu



modul [cm]	Al 0,095%	Al0,095%+Zr0,02%	Al0,095%+Ti0,01%	Al0,095%+0,03Ce%
5,60	4	50	50	90
6,70	17,5	50	77,5	75
7,30	40	55	80	95
8,10	45	45	72,5	95
8,40	60	75	92,5	95
8,70		95	100	95
8,70	45	95	95	92,5
8,70	80	100	95	95
8,70	90	95	72,5	52,5
9,00	95	87,5	90	100

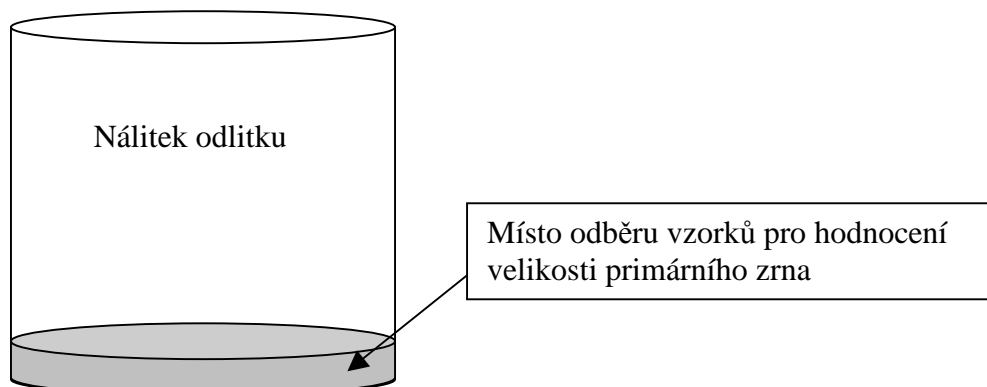
Příloha č.26

Průběh hodnot relativní tloušťky stěny (modulu) [cm] pro odlitek krychle o hraně 750mm, nálitkové vrchním nálitkem $\phi 700/700$ [mm], vtokované z boku



Příloha č.27

Vyhodnocení velikosti primárního zrna



Vzdálenost od osy nálitku [mm]	Minimální průměrná velikost primárního zrna podle dezoxidace [mm ²] *					
	Al	Al+Zr	Al+Ce	Al+V	Al+Ti	Al+Zr+V
200	900	900	400	900	600	370
130	100	100	100	400	400	400
70	100	42	160	100	76	150
0	68	18	55	81	45	53

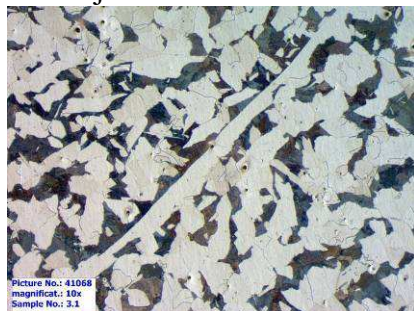
* Rozměr vzorků je 30x30mm. Pokud na celém nebyla nalezena hranice zrn, minimální rozměr zrna stanoven 30mm. Pokud alespoň jedna hranice procházela vzorkem, minimální rozměr zrna stanoven 10mm

Vzdálenost od osy nálitku [mm]	Minimální průměrná velikost primárního zrna podle dezoxidace [mm ²] *					
	Al nízká Ti	Al vysoká Ti	Al+Zr nízká Ti	Al+Zr vysoká Ti	Al+Ti nízká Ti	Al+Ti vysoká Ti
350	2293	5000	2500	5000	1860	
180	560	4000	380	2500	2250	
0	113	711	146	168	103	

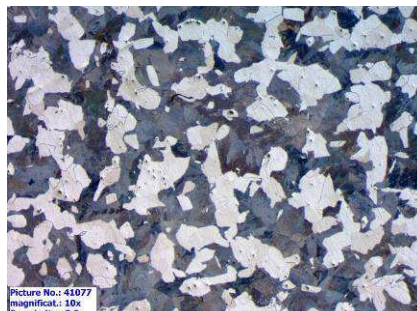
* Rozměr vzorků je 50x1000mm. Pokud na celém nebyla nalezena hranice zrn, minimální rozměr zrna stanoven 50x100mm. Pokud alespoň jedna hranice procházela vzorkem, minimální rozměr zrna stanoven 25x100mm

Příklad hodnocených mikrostruktur:

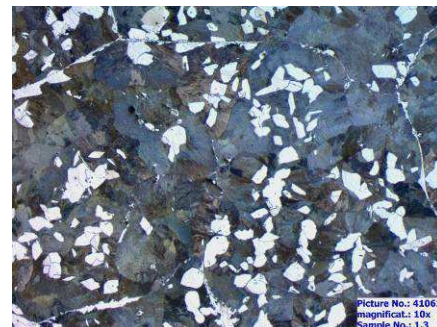
Okraj nálitku



Třetina nálitku

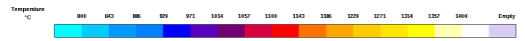


Střed nálitku

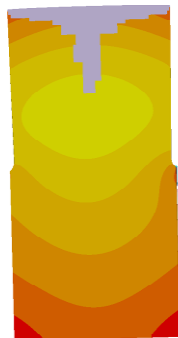


Příloha č. 28

Porovnání vypočteného napětí v odlitku krychle o hraně 750mm z materiálu GS20Mn5 v závislosti na teplotním poli v odlitku



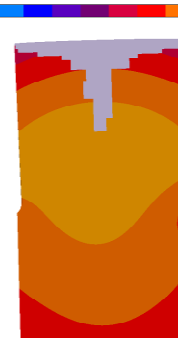
MAGMA
MAGMA
Temperature
At 12h 30min 100.00 %



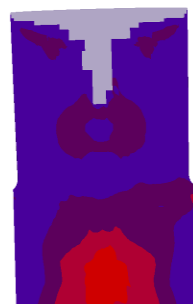
MAGMA
MAGMA
Temperature
At 12h 30min 100.00 %



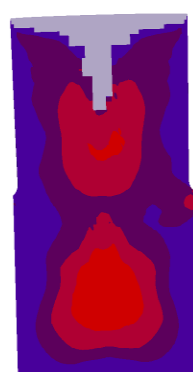
MAGMA
MAGMA
Temperature
At 12h 30min 100.00 %



MAGMA
MAGMA
Temperature
At 12h 30min 100.00 %



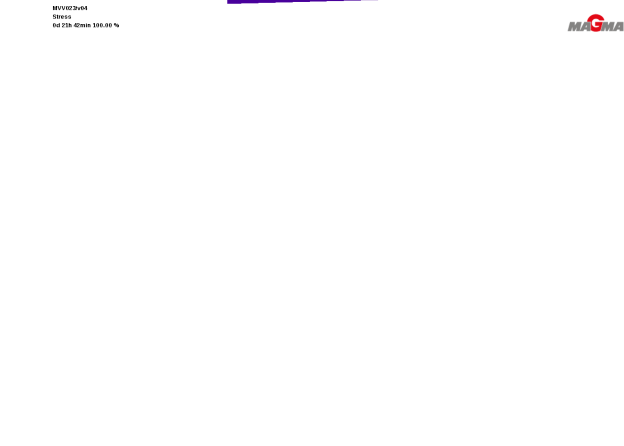
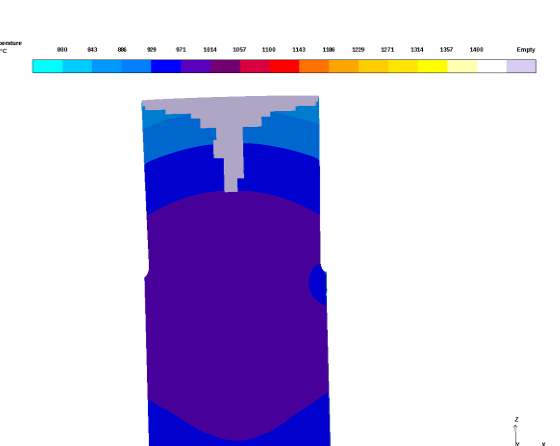
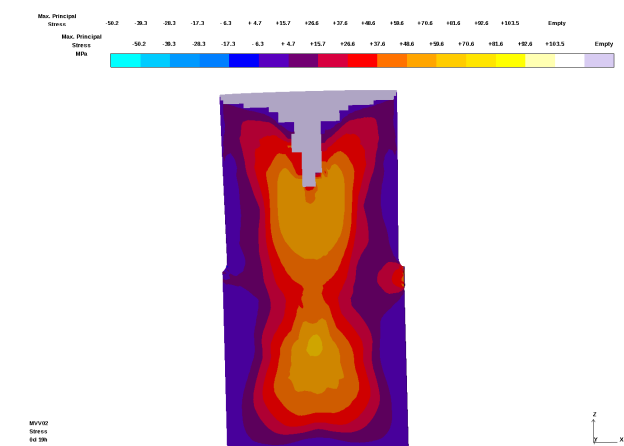
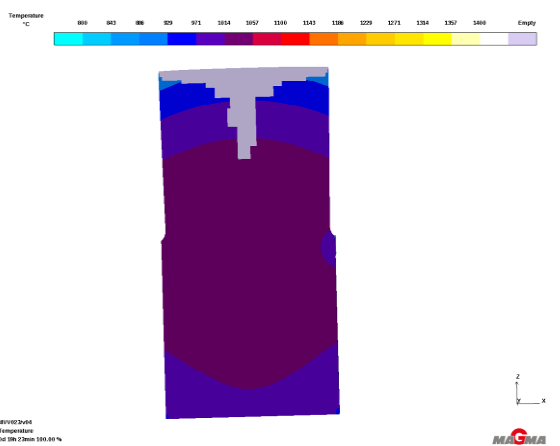
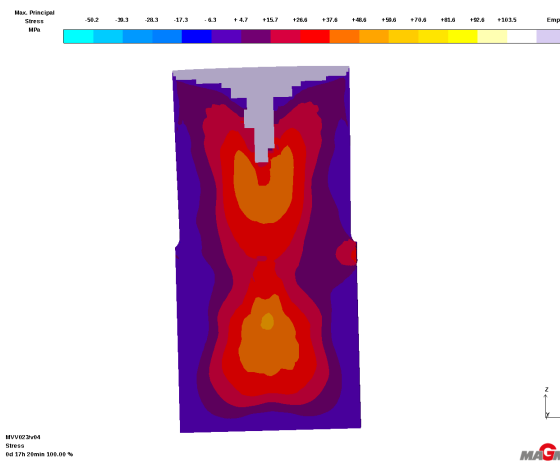
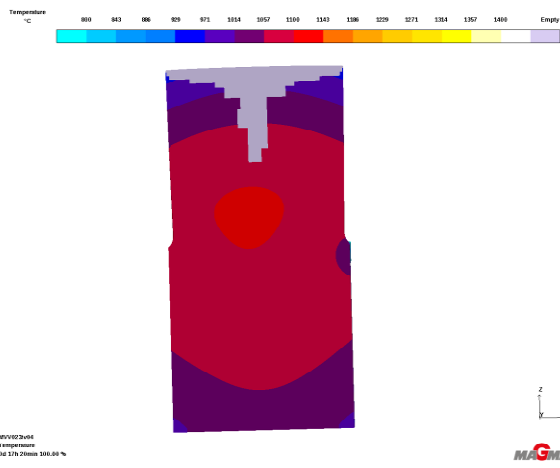
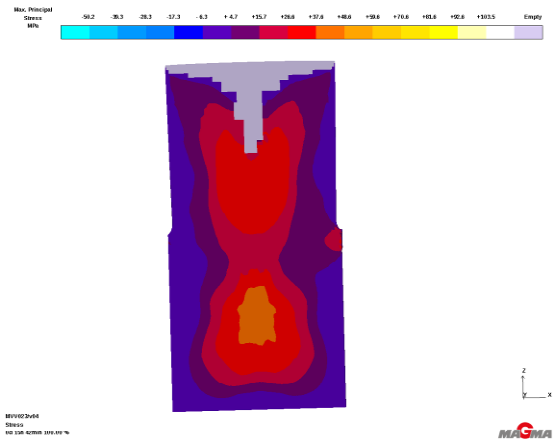
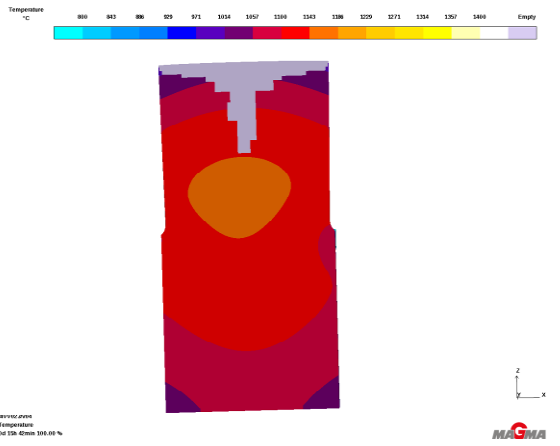
MAGMA
MAGMA
Max. Principal Stress
At 12h 30min 100.00 %



MAGMA
MAGMA
Max. Principal Stress
At 12h 30min 100.00 %



MAGMA
MAGMA
Max. Principal Stress
At 12h 30min 100.00 %



Příloha č. 29

Výsledné podíly lasturových lomů u tahových zkoušek odlitků s modulem 9 a 15 cm, z materiálu GS20Mn5

Podíl plochy s lasturovým lomem na vzorcích z odlitků kostek o hraně 750mm v procentech z lomové plochy										
vzdálenost od spodku [mm]	Al (lito 1610°C)	Al (lito 1570°C)	Al+Zr (lito 1610°C)	Al+Zr (lito 1570°C)	Al + Ti (lito 1610°C)	Al + Ti (lito 1570°C)	Al 0,02% EOP-LF (lito 1570°C)	Al 0,035% EOP-LF (lito 1570°C)	Al 0,02% EOP-LF-VD (lito 1570°C)	Al 0,04% EOP-LF-VD (lito 1570°C)
75	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
150	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
225	0	0	0	0	0	0	15	0	0	10
300	0	0	0	0	0	0	15	70	0	0
375	0	0	0	0	0	0	0	30	0	30
450	0	0	0	0	0	0	0	60	0	30
525	0	0	0	0	0	0	0	80	0	40
600	0	0	0	0	0	0	0	25	0	20
675	0	0	5	0	0	0	0	30	0	20
750	0	0	10	5	0	0	10	30	0	15

Podíl plochy s lasturovým lomem na vzorcích z odlitků kostek o hraně 500mm v procentech z lomové plochy																		
vzdálenost od spodku [mm]	Al			Al+Zr			Al+KVZ			Al + V			Al+Ti			Al+Zr + V		
	hodnotitel1	hodnotitel2	průměr	hodnotitel1	hodnotitel2	průměr	hodnotitel1	hodnotitel2	průměr	hodnotitel1	hodnotitel2	průměr	hodnotitel1	hodnotitel2	průměr	hodnotitel1	hodnotitel2	průměr
50	3	5	4	50	50	50	90	90	90	30	10	20	40	60	50	65	80	72,5
100	15	20	17,5	70	30	50	80	70	75	45	75	60	65	90	77,5	70	60	65
150	30	50	40	60	50	55	90	100	95	75	95	85	75	85	80	75	55	65
200	40	50	45	45	45	45	90	100	95	60	85	72,5	45	100	72,5	90	100	95
250	60	60	60	70	80	75	90	100	95	90	90	90	85	100	92,5	100	100	100
300				90	100	95	90	100	95	90	100	95	100	100	100	90	90	90
350	30	60	45	90	100	95	95	90	92,5	95	100	97,5	100	90				
400	70	90	80	100	100	100	90	100	95	95	100	97,5	100	90				
450	80	100	90	90	100	95	95	10	52,5				85	60	72,5			
500	90	100	95	85	90	87,5							90	90	90			