

Numerická a experimentální analýza atypického průvalu ocelové bramy v pásmu rovnání při plynulém odlévání ve VÍTKOVICE STEEL a.s.

Numerical and Experimental Analysis of Atypical Breakout of a Steel Slab in the Straightening Zone during Continuous Casting in VÍTKOVICE STEEL a.s.

prof. Ing. František Kavička, CSc.¹; prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.²; prof. Ing. Karel Stránský, Dr.Sc.¹; prof. Ing. Josef Štětina, Ph.D.¹; doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.¹; Ing. Tomáš Mauder, Ph.D.¹; Ing. Bohumil Sekanina, CSc.¹

¹ Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Technická 2896/2, 616 69 Brno, Česká republika

² VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, 17. listopadu 15/2172, 708 00 Ostrava-Poruba, Česká republika

V zóně sekundárního chlazení ZPO, v místě začátku rovnání bramy, může dojít k průvalu zvýšením lokální a teplotní heterogenity oceli, zvýšením napětí způsobeného ohybem bramy a vysokou lokální koncentrací nekovových struskových vměstků. Zvlášť nebezpečné jsou změny v chemickém složení oceli během plynulého lití. V případě, že dvě tavby jsou odlity těsně po sobě, tj. v případě sekvenčního odlévání oceli A a B, může dojít k automatickému zastavení ZPO a ke vzniku atypického průvalu. Ve VÍTKOVICE STEEL a.s. k němu došlo při plynulém lití bramy o příčném průřezu 250 × 1530 mm za 20 min. po letmé výměně mezipánve.

Proto teplotní model simuloval teplotní historii každého bodu příčného řezu bramou během jeho pohybu celým ZPO od hladiny taveniny v krystalizátoru až po pálicí stroj pro obě tavby a pro jejich směs (s průměrným chemickým složením). Výpočet teplotního pole se zaměřil především na část bramy před místem průvalu a v jeho okolí. Cílem práce bylo také experimentálně studovat příčiny průvalu se zaměřením na studium segregací chování vybraných prvků v podélném řezu ocelové bramy, v místě průvalu. Celkem bylo odebráno 11 vzorků z řezu bramy. Vzorky byly odebrány jednak z i místa vlastního průvalu a jednak z oblastí nedotčených průvalem. K analýzám byly využity různé experimentální metody.

Rozměrovou analýzou bylo odvozeno 8 kritérií podobnosti. Byla sestavena tabulka 12 technologických, geometrických a termofyzikálních veličin vstupujících do těchto kritérií, které charakterizují kvalitu obou ocelí A a B a průběh jejich plynulého lití. Aplikace teorie fyzikální podobnosti jednoznačně prokázala výrazně zvýšený sklon oceli B k průvalu ve srovnání s ocelí A. Aby se tato havárie na ZPO neopakovala pro jinou dvojici sekvenčně odlévaných, je třeba vyhodnotit jednotlivá odvozená kritéria podobnosti pro obě oceli, a další operace s těmito kritérii. Cestu ke snížení rizika průvalu lze hledat ve změně zejména termofyzikálních vlastností obou ocelí spočívající především v omezení rozdílů v chemickém složení obou taveb tak, aby parciální podíly kritérií podobnosti byly blízké hodnotě jedna.

Klíčová slova: průval; teplotní pole; chemická heterogenita; fyzikální podobnost; kritéria

In the secondary cooling zone of the continuous casting machine (CCM) is a zone, specifically in the area of the beginning of slabs straightening, in which a breakout may occur due to an increase of the local and temperature heterogeneity of steel, resulting from an increase of the stress caused by bending of the slab and by high local concentration of non-metallic slag inclusions. Changes of chemical composition of the steel during continuous casting are particularly dangerous. In the event that two melts are cast one right after another, i.e. if the melt of steel with chemical composition A ends and it is immediately followed by the steel B, it may automatically stop the CCM and an atypical breakout may take place. In VÍTKOVICE STEEL a.s. it happened during continuous casting of the slab 250 × 1530 mm 20 minutes after flying change of tundish.

Therefore the temperature model simulated the temperature history of every point of the slab cross-section during its movement through the whole CCM from the level of the melt in the mould to the cutting torch for both melts and for their mixture (with an average chemical composition). Calculation of the temperature field of slab was focused mainly on the part of the slab before the breakout and on its surroundings. The paper also deals with investigation into segregation behaviour of selected elements in longitudinal section of steel slab in the breakout area. Altogether 11 samples were taken from the section. The samples were taken both from the breakout area and from the areas not affected by the breakout. For analysis a variety of experimental techniques were used.

With the use of dimensional analysis altogether 8 criteria of similarity were derived according to the π -theorem. Table of 12 technological, geometrical and thermo-physical dimensional quantities was compiled for these criteria, which characterise both steel grades A and B and process of their continuous casting. Application of the theory of physical similarity clearly proved markedly increased tendency of the steel B to breakouts in comparison with the steel A. In order to prevent repetition of this accident of CCM for another pair of steels cast immediately one after another, it is necessary to assess the derived individual criteria of similarity for both steels and other operations with these criteria. The way to reduce the risk of breakouts may be found mainly in the change of thermo-physical properties of both steels, consisting primarily of reduction of differences of chemical composition of both melts, so that partial shares of similarity criteria were close to the value of one.

Key words: breakout; temperature field; chemical heterogeneity; physical similarity; criteria

Off-line verze modelu teplotního pole bramy byla použita k analýze aktuálního provozního problému radiálního ZPO – atypického průvalu bramy v pásmu rovnání v zóně sekundárního chlazení [1]. V této zóně může dojít ke kritické situaci zvýšením lokální chemické a teplotní heterogenity oceli, zvýšením napětí způsobeného ohybem bramy a vysokou lokální koncentrací nekovových struskových vměstků. Zvláště nebezpečné jsou změny v chemickém složení oceli během plynulého lití. Ke kumulaci těchto příčin došlo konkrétně při lití ocelové bramy o příčném průřezu 250 × 1530 mm, při kterém byly sekvenčně odlity tavby s výrazně odlišným chemickým složením (ocel A a ocel B). Po dokončení lití oceli A se po letmé výměně mezipánve okamžitě, bez zastavení stroje, odlévala do krystalizátoru ocel B. Již za 20 min. po výměně došlo k automatickému zastavení stroje a k průvalu v místě začátku rovnání se všemi jeho negativními ekonomickými i technologickými důsledky spočívajících v materiálových ztrátách a dlouhých prostojích licího stroje. Nedošlo tedy k typickému průvalu pod krystalizátorem, kterému se předchází tzv. preventivním protiprůvalovým systémem ochrany, ale k průvalu ztuhlé kůry až v místě rovnání bramy, a to na malém poloměru jejího ohybu. Analýza teplotního pole bramy v místě průvalu byla dále rozšířena o experimentální studii příčin průvalu se zaměřením na segregační chování vybraných prvků v místě průvalu a o aplikaci teorie fyzikální podobnosti průběhu tavby A a B. Z místa průvalu byla vyřezána deska podélně orientovaná vzhledem ke směru postupu bramy a z ní odebráno 11 vzorků. Tento přístup byl umožněn využitím originálního modelu chemické heterogenity a jeho spojení s modelem teplotního pole [2, 3], vysvětleného v předchozím článku. Cílem studie je objasnit, která z obou ocelí, zda ocel A nebo ocel B, se významněji podílela na této závažné havárii ZPO.

1. Výsledky simulace teplotního pole bramy pro chemické složení oceli A, oceli B a jejich směsi

Analýza průvalu modelem teplotního pole bramy spočívala v prvním kroku v simulaci teplotního pole bramy pro ocel A, pro ocel B a pro jejich směs A+B, u které se předpokládalo průměrné chemické složení. Výpočet byl tedy proveden celkem třikrát. Simulace se zaměřila především na místo vlastního průvalu, výpočet však byl

proveden pro celou délku bramy, od hladiny taveniny v krystalizátoru až po pálicí stroj.

K průvalu došlo ve vzdálenosti 14,15 m (měřeno na oblouku o poloměru 9 m) od hladiny taveniny v krystalizátoru. Toto místo, měřeno vertikálně od výstupní hrany krystalizátoru, je na stroji v hloubce 8,605 m. Složení oceli A a oceli B obsahuje tab. 1. Axiální podélný řez průvalem je patrný z obr. 1. Deska o tloušťce 70 mm byla za studena vyřezána mechanickou pilou.

Tab. 1 Tavbová analýza ocelí A a oceli B v hm.% (vybrané prvky).

Tab. 1 Melt analysis of the steel A and steel B in wt.% (selected elements)

Ocel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al
A	0,416	0,28	0,70	0,013	0,0064	0,95	0,03	0,206	0,037
B	0,174	0,23	1,46	0,017	0,0058	0,07	0,02	0,005	0,048

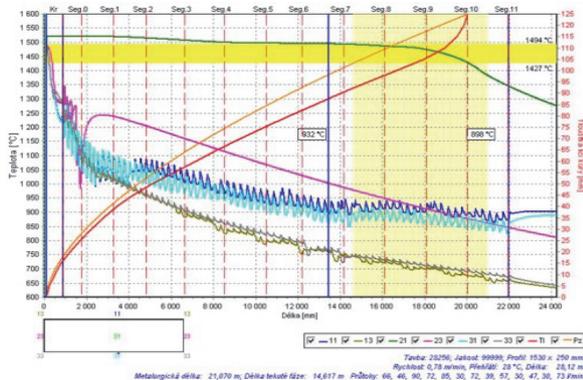
Srovnání závislosti tepelné vodivosti, měrné tepelné kapacity, hustoty a měrné entalpie oceli A i oceli B na teplotě již bylo publikováno [4]. Definice okrajových podmínek je diskutována v předcházejících člancích.



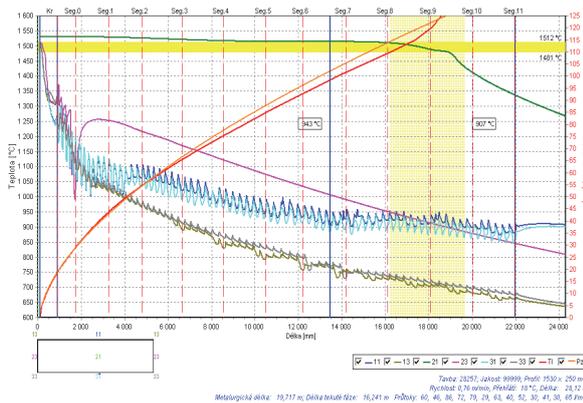
Obr. 1 Axiální podélný řez v místě průvalu

Fig. 1 Axial longitudinal section in the breakout area

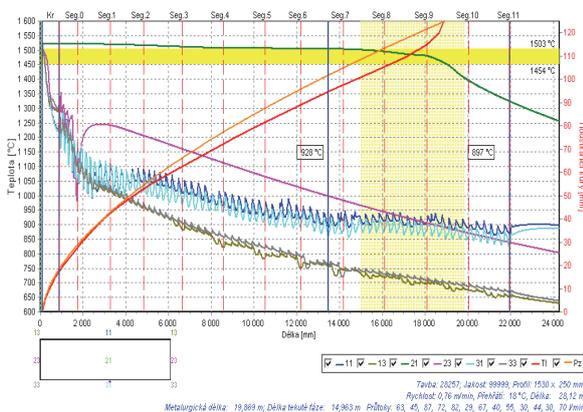
Výsledky simulace teplotního pole bramy pro ocel A, ocel B a jejich směs A+B byly srovnány graficky [5]. Vypočítaná teplotní historie v charakteristických bodech příčného řezu včetně povrchového bodu a nárůstu tloušťky ztuhlé kůry je zde pro zopakování uvedena v obr. 2.



a) ocel A
a) steel A



b) ocel B
b) steel B

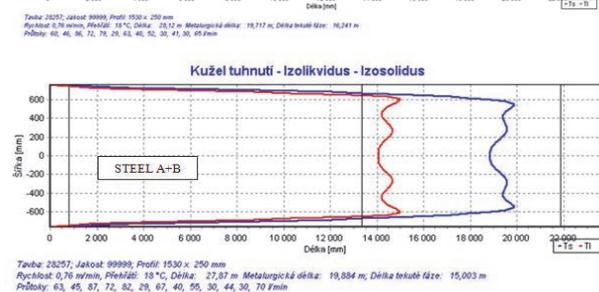
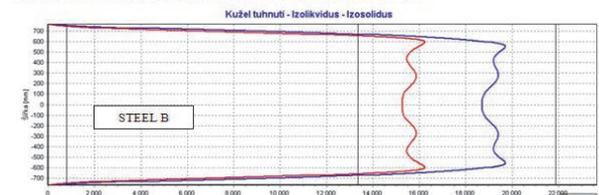
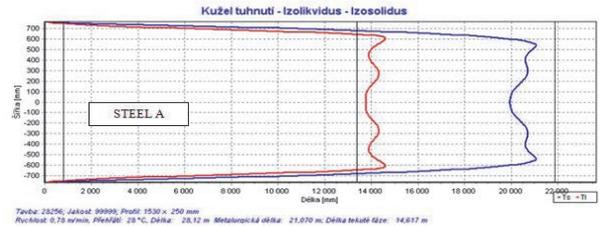


c) ocel A+B
c) steel A+B

Obr. 2 Teplotní historie bodů příčného řezu bramy (ocel A, ocel B, směs A+B)

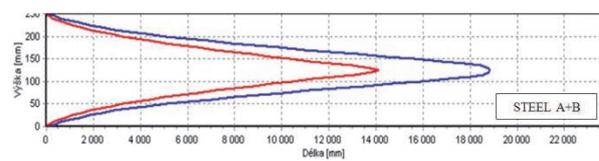
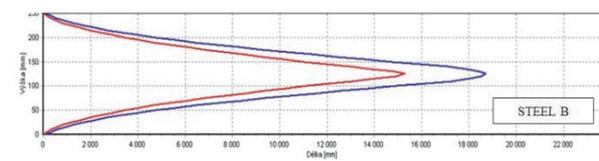
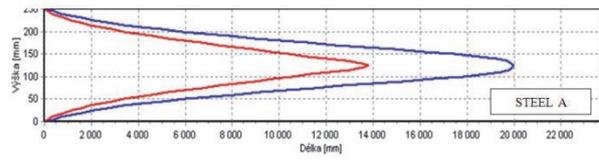
Fig. 2 Temperature history of points of the slab cross section (steel A, steel B, mixture A+B)

Vykreslené izolikvidy (červeně) a izosolidy (modře) v horizontálním (obr. 3) i vertikálním (obr. 4) podélném osovém řezu jsou ke srovnání také uvedeny pro všechny tři varianty výpočtu, pro ocel A, ocel B i směs A+B. V obou řezech lze sledovat průběh obou křivek ve vzdálenosti 14,15 m (délka bramy je na vodorovné ose, šířka bramy na svislé ose). Pro všechny tři varianty výpočtu jsou v obr. 5 také uvedeny vypočtené tvary mushy zóny, tj. plochy ohraničené izolikvidou a izosolidou v jedné polovině kritického příčného řezu procházejícího místem průvalu.



Obr. 3 Izolikvidy a izosolidy v horizontálním podélném osovém řezu pro ocel A, ocel B a směs A+B

Fig. 3 Isotherms and isotherms in the horizontal longitudinal axial section for the steel A, steel B and mixture A+B



Obr. 4 Izolikvidy a izosolidy ve vertikálním podélném osovém řezu pro ocel A, ocel B a směs A+B

Fig. 4 Isotherms and isotherms in the vertical longitudinal axial section for the steel A, steel B and mixture A+B



Obr. 5 Vypočtená mushy zóna v jedné polovině příčného řezu průvalem (směs A+B)

Fig. 5 Computed mushy zone in one half of the breakout cross section (mixture A+B)

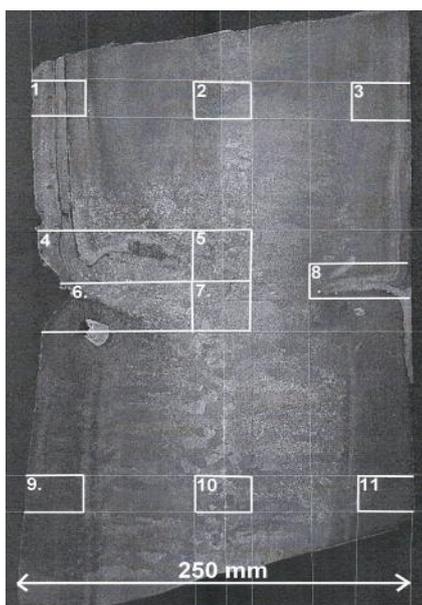
2. Experimentální výzkum příčin průvalu

Na obr. 6 je fotografie desky o šířce 250 mm (šířka bramy) (obr. 1) vyřezané z místa průvalu, do které je zakresleno schéma provedení odběru 11 vzorků tvaru hranolu ke stanovení jejich chemického složení. Deska byla jemně obrobena, obroušena a naleptána. V levé části vyřezané desky, která byla přivrácena k menšímu poloměru licího proudu, je na desce vidět výrazný vrub ve tvaru V. Z provozní zkušenosti lze očekávat, že k průvalu velmi pravděpodobně došlo v místech tohoto ostrého vrubu.

Celkem bylo odebráno 11 vzorků ze směsné oblasti, a to jak z místa vlastního průvalu, tak z jeho okolí. Vzorky 1 až 3 a vzorky 9 až 11 byly zvoleny tak, aby ležely na opačných stranách průvalu. Pozice vzorků 4 až 8 byly situovány přímo do místa průvalu. Baumannův otisk na obr. 7 ukazuje makroskopické rozložení síry. Zachycuje též struskový vměstek, který zasahuje do vzorku 6. Tavby se liší zejména obsahem C, Mn, Cr a Mo, jak dokumentuje tab. 1.

Na jednotlivých vzorcích byla spektrometricky změřena koncentrace vybraných prvků (C, Si, Mn, P, S, Cr, Ni, Mo, Al a Fe) pomocí zařízení SpectroMaxx od firmy Spectro, software Spark analyser MX. Na každém vzorku byly provedeny nejméně 4 analýzy v místech mimo licí kůrku.

Na vzorcích 1 – 11 byly dále experimentálně stanoveny koncentrační profily prvků Al, Si, P, Cr, Mn, Ni, Mo a Fe [7]. Vzorky byly standardně metalograficky připraveny. K mikroanalýze prvkového složení byl použit elektronový rastrovací mikroskop VEGA II XMU (TESCAN) ve spojení s rtg. energiově dispersním mikroanalýzátorem QUANTAX 800 (BRUKER) s detektorem typu SDD. Měření se provádělo na každém vzorku v přímé řadě 101 bodů s krokem 10 μm .



Obr. 6 Schéma odběru vzorků v místě průvalu a okolí

Fig. 6 Scheme of taking of sample from the breakout and surroundings



Obr. 7 Baumannův otisk průvalu

Fig. 7 Baumann print of the breakout

Na vzorcích 1 – 3 a 9 – 11 bylo dále provedeno kvantitativní měření vměstky (mikročistota) [8]. K pozorování a fotodokumentaci byl použit metalografický mikroskop Neophot 32 a digitální fotoaparát Olympus C-3030. Mikročistota byla hodnocena na obrazovém analyzátoru Olympus CUE4 při standardních podmínkách měření, tj. aplikované zvětšení bylo 100× a na každém vzorku byla hodnocena plocha cca 1 cm². Lze již předem očekávat, že ocelová brama bude postižena masivními strusko-

vými vměstky a že bude po průřezu vykazovat směsné chemické složení rozdílné od složení oceli A i oceli B. Potvrdily to výsledky analýz průměrného chemického složení vzorků 1 – 11 stanovené pomocí spektrometru, jak je uvedeno v tab. 2 [5, 6]. Z výsledků chemické analýzy je patrné velmi nerovnoměrné promísení obou ocelí, a to zejména v oblasti vzorků 9 – 11 [7, 8].

Tab. 2 Analýza průměrného chemického složení vzorků (hm. %) 1 – 11 (obr. 6) odebraných z místa průvalu u směsné tavby A+B

Tab. 2 Analysis of average chemical composition of the samples (wt. %) 1 – 11 (Fig. 6) taken from the place of breakout of the mixed melt A+B

Vzorek	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Fe
	(hm. %)									
1	0,274	0,252	1,15	0,018	0,0090	0,364	0,037	0,069	0,045	97,700
2	0,197	0,24	1,23	0,014	0,0083	0,199	0,031	0,031	0,050	97,900
3	0,265	0,25	1,15	0,016	0,0087	0,373	0,033	0,069	0,044	97,700
4	0,229	0,248	1,19	0,015	0,0082	0,324	0,032	0,061	0,047	97,800
5	0,228	0,245	1,26	0,015	0,0079	0,278	0,035	0,052	0,052	97,700
6	0,232	0,25	1,35	0,017	0,0082	0,215	0,032	0,039	0,046	97,700
7	0,171	0,24	1,26	0,014	0,0077	0,195	0,033	0,035	0,048	97,900
8	0,326	0,268	0,96	0,015	0,0088	0,640	0,039	0,131	0,042	97,500
9	0,408	0,284	0,73	0,016	0,0091	0,930	0,039	0,190	0,043	97,200
10	0,201	0,241	1,23	0,015	0,0075	0,219	0,031	0,036	0,048	97,900
11	0,382	0,276	0,76	0,016	0,0094	0,870	0,040	0,177	0,042	97,300
\bar{x}	0,265	0,254	1,115	0,016	0,0084	0,419	0,035	0,081	0,046	97,664
s_x	0,073	0,014	0,198	0,001	0,0006	0,257	0,003	0,055	0,003	0,227

Rozdíl chemického složení vzorků např. 1 – 3 a 9 – 11 se také projevil v rozdílných experimentálně stanovených teplotách solidu a likvidu, měřených metodou DTA (tab. 3).

Tab. 3 Solidus T_S a liquidus T_L získané experimentálně a vypočítané pomocí SW IDS

Tab. 3 Solidus T_S and liquidus T_L obtained experimentally and calculated using SW IDS

Sample	Phase Transformation Temperature			
	DTA (experiment)		IDS (calculation)	
	T_S	T_L	T_S	T_L
	(°C)			
1	1465.3	1512.5	1447.4	1505.7
2	1486.5	1524.7	1463.6	1512.4
3	1459.8	1507.1	1449.3	1506.5
9	1422.0	1488.5	1420.2	1494.6
10	1468.0	1507.9	1461.2	1509.6
11	1422.0	1489.1	1425.1	1496.9

Teploty solidu se pohybují v rozmezí 1422 °C (vzorek 9 a 11) až 1486,5 °C (vzorek 2). Rozdíl v teplotách solidu mezi vzorky 9 – 10 a 10 – 11, které leží v jedné příčné rovině (obr. 1) je značný, až 46 °C. Takovéto teplotní rozdíly mohou způsobit v tuhoucím materiálu značné

pnutí, vedoucí až k porušení materiálu. Změřené teploty likvidu se také liší pro jednotlivé vzorky, i když rozdíly nejsou tak značné jako u teplot solidu. Rozdíly v teplotách solidu a likvidu u jednotlivých vzorků byly také potvrzeny výpočtem pomocí softwaru IDS [9]. Tento software počítá teploty fázových přeměn na základě zadaného chemického složení a zavádí pro proces tuhnutí určité zjednodušující předpoklady.

Tyto poznatky potvrzují i výsledky z mikroanalytických měření. Koncentrační soubory získané mikroanalýzou byly podrobeny základní statistické analýze a pro jednotlivé vzorky stanoveny koncentrační charakteristiky prvků: střední koncentrace prvku c_x a její směrodatná odchylka s_x , maximální c_{min} a minimální koncentrace prvku c_{max} . Ze všech analyzovaných prvků byly pro prezentaci mikrosegregačního chování a chemické mikroheterogenity vybrány prvky Mn a Cr, jejichž koncentrace byla rozdílná v taveninách ocelí A a B. Výše uvedené charakteristiky pro prvky Mn a Cr jsou uvedeny v tab. 4.

Z porovnání hodnot průměrných koncentrací Mn a Cr stanovených mikroanalýzou (tab. 4, parametr c_x) a hodnot koncentrací těchto prvků stanovených tavbovou analýzou (tab. 1) a spektrometrem (tab. 2) vyplývá, že hodnoty získané energiově disperzní mikroanalýzou jsou zatíženy jistou chybou (nahodnocení). Proto

v další interpretaci výsledků nejsou uvažovány absolutní hodnoty takto změřených koncentrací (a dalších parametrů stanovených z těchto koncentrací), ale jen rozdíly mezi jednotlivými vzorky. Vzhledem k tomu, že mikroanalytická měření probíhala u všech vzorků za stejných pracovních podmínek [7], lze tato rozdílová porovnání provést.

Ze statisticky zpracovaných koncentračních souborů byly dále vypočítány pro jednotlivé prvky indexy mikroheterogenity I_H , které charakterizují chemickou heterogenitu daného prvku v měřeném úseku, tedy na úsečce o délce 1000 μm . Index mikroheterogenity daného prvku je stanoven jako poměr směrodatné

odchylky s_x a střední koncentrace prvku c_x v měřeném úseku na vzorku. Hodnoty I_H pro Mn a Cr jsou uvedeny v tab. 4. Zde jsou pro tyto prvky také uvedeny tzv. indexy makroheterogenity I_P ;

$$I_P = \frac{dc}{cm},$$

kde $dc = c_{max} - c_{min}$ a $cm = \frac{c_{max} + c_{min}}{2}$

Index makroheterogenity charakterizuje chemickou heterogenitu daného prvku v rámci celého žezu průvalem, ze kterého byly odebrány vzorky k analýzám.

Tab. 4 Základní statistické parametry vypočítané z mikroanalyticky měřených koncentrací Mn a Cr na vzorcích a stanovené indexy mikroheterogenity I_H a makroheterogenity I_P . n je počet měřených bodů zmenšený o počet bodů, které byly vyloučeny na základě Grubbsova testu.

Tab. 4 Basic statistical parameters calculated from micro-analytically measured concentrations of Mn and Cr in the samples and determined indices of micro-heterogeneity I_H and macro-heterogeneity I_P . n is number of the measured points minus number of the points that were excluded on the basis of the Grubbs' test.

sample	Mn (hm. %)					I_P	Cr (hm. %)					I_P
	c_x	s_x	c_{min}	c_{max}	I_H		c_x	s_x	c_{min}	c_{max}	I_H	
1 ($n = 96$)	1,619	0,155	1,287	1,998	0,096	0,343	0,721	0,072	0,543	0,919	0,100	0,760
2 ($n = 98$)	1,730	0,162	1,340	2,224	0,094		0,553	0,077	0,368	0,788	0,139	
3 ($n = 99$)	1,633	0,215	1,213	2,280	0,132		0,718	0,092	0,522	0,930	0,129	
9 ($n = 96$)	1,224	0,126	0,895	1,559	0,103		1,230	0,137	0,959	1,549	0,111	
10 ($n = 99$)	1,633	0,141	1,257	2,040	0,086		0,561	0,076	0,364	0,790	0,135	
11 ($n = 99$)	1,238	0,140	0,857	1,635	0,113		1,222	0,131	0,938	1,554	0,107	

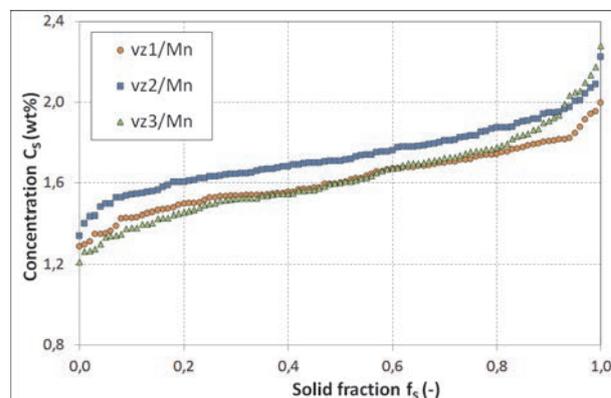
Z výsledků uvedených v tab. 4 vyplývá několik poznatků. U jednotlivých vzorků je koncentrační rozložení Mn i Cr na měřených úsecích (1000 μm) poměrně homogenní, jak vyplývá z hodnot směrodatných odchylek koncentrací s_x . Tedy chemická mikroheterogenita v měřených úsecích způsobená segregací prvků není příliš vysoká. Tento závěr potvrzují i vypočítané hodnoty indexů mikroheterogenity I_H . Hodnoty tohoto parametru se příliš neliší pro jednotlivé vzorky a neliší se příliš ani mezi oběma prvky. Tedy segregáční chování prvků v mikroobjemech je velmi podobné ve všech analyzovaných vzorcích.

Průběhy mikrosegregace obou prvků na jednotlivých vzorcích byly také zpracovány graficky ve formě tzv. distribučních křivek dendritické segregace (obr. 8 – 11). Tyto křivky představují závislost koncentrace prvku na podílu utuhlé fáze f_s při krystalizaci a tuhnutí daného materiálu. Postup tvorby křivek z mikroanalyticky změřených koncentračních souborů prvků je uveden v [10].

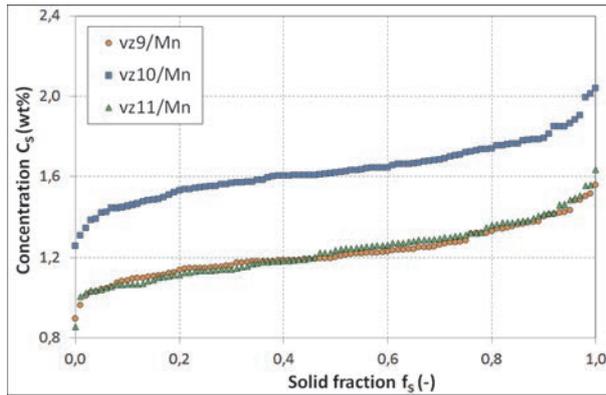
Z tab. 4 vyplývá, že chemická makroheterogenita po průřezu bramy je velmi vysoká. Svědčí o tom rozdíly hodnot průměrných koncentrací c_x vypočítaných pro jednotlivé vzorky. Rozdíly jsou patrné zejména u vzorků 9–11 a prvku Cr. O vysoké chemické heterogenitě svědčí i hodnoty indexů makroheterogenity I_P , které jsou vyšší než indexy mikroheterogenity I_H , zejména pro Cr. Chemická makroheterogenita byla zde

jednoznačně způsobena průnikem oceli B z následné tavby do oceli A z předchozí tavby, která byla přítomna v krystalizátoru během letné výměny mezipánve.

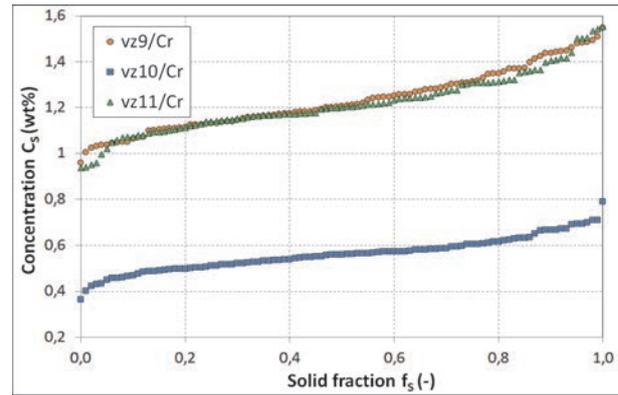
Křivky na obr. 8 – 11 také potvrzují, že koncentrační rozdíly Mn a Cr jsou mezi jednotlivými vzorky velmi vysoké. Z celého souboru analyzovaných vzorků se odlišuje zejména vzorek 10, který se vyznačuje vysokou koncentrací Mn a nízkými koncentracemi C, Cr a Mo ve srovnání s okolními vzorky 9 a 11 (tab. 2 a 4 a obr. 8 – 11).



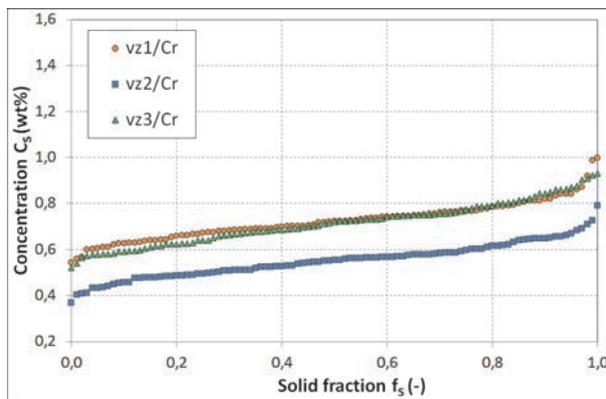
Obr. 8 Distribuční křivky dendritické segregace Mn pro vzorky 1 – 3
Fig. 8 Distribution curves of dendritic segregation of Mn for the samples 1 – 3



Obr. 9 Distribuční křivky dendritické segregace Mn pro vzorky 9 – 11
Fig. 9 Distribution curves of dendritic segregation of Mn for the samples 9 – 11



Obr. 11 Distribuční křivky dendritické segregace Cr pro vzorky 9 – 11
Fig. 11 Distribution curves of dendritic segregation of Cr for the samples 9 – 11



Obr. 10 Distribuční křivky dendritické segregace Cr pro vzorky 1 – 3
Fig. 10 Distribution curves of dendritic segregation of Cr for the samples 1 – 3

Odlíšné vlastnosti místa, z kterého byl odebrán vzorek 10, potvrzují také analýzy vměstků na jednotlivých vzorcích. U všech posuzovaných vzorků se bez ohledu na místo odběru vyskytují stejné typy vměstků – převažují oxidosulfidy kulovitého tvaru, dále se vyskytují sulfidy zaobleného i polyedrického tvaru a oxidy [7]. V tab. 5 jsou uvedeny vybrané výsledky – velikost a četnost vměstků v analyzovaných vzorcích 1 – 3 a 9 – 11.

Z porovnání plošného znečištění vzorků ocelí vměstky bylo zjištěno následující pořadí vzorků z hlediska mikročistoty: vzorek 9 → vzorek 1 → vzorek 11 → vzorek 2 → vzorek 3 → vzorek 10. Přitom vzorky lze z hlediska hladiny plošného znečištění rozdělit přibližně do tří skupin: vzorky 1, 9 a 11 (do 0,04 %), vzorky 2 a 3 (0,06 %) a vzorek 10 (0,11 %).

Tab. 5 Velikost a počet vměstků v analyzovaných vzorcích
Tab. 5 Size and number of inclusions in the analysed samples

Vzorek	Průměrné množství vměstků o ploše > xxx μm ² (vměstky·mm ⁻²)								Velikost vměstků (μm ²)	
	φ/ ± s _x	>5	>10	>15	>20	>25	>50	>100	Max	φ ± s _x
1	24,5 ± 8,0	24,5	17,8	10,8	5,5	3,0	0,5	0,1	366	17 ± 14
2	21,6 ± 9,5	21,6	17,9	14,0	9,6	6,7	1,8	0,4	1290	26 ± 41
3	26,1 ± 8,7	26,1	19,9	13,1	7,4	4,5	1,1	0,3	4688	22 ± 90
9	17,7 ± 6,1	17,7	12,6	7,8	4,1	2,2	0,4	0,1	366	18 ± 15
10	39,1 ± 17,8	39,1	32,2	23,1	15,5	10,6	3,7	1,1	1377	28 ± 51
11	24,4 ± 7,9	24,4	18,1	11,1	5,9	3,6	0,6	0,1	152	18 ± 13

Z výše uvedeného vyplývá, že i z hlediska znečištění vměstky je mezi jednotlivými analyzovanými vzorky velký rozdíl. Nejmenší znečištění vykazuje vzorek 9 a největší znečištění vzorek 10. Asymetrické znečištění plynule lité bramy je důsledkem asymetrického proudění [11]. K průvalu tedy došlo s velkou pravděpodobností v důsledku silně nerovnoměrného promíchání tavenin ocelí A a B v krystalizátoru [12]. V oblasti

musy zone byla již různě obohacená tavenina uchycena ve větších utuhlých celcích, čímž byla znemožněna její homogenizace. Vzniklé teplotní a napěťové gradienty spolu s vadami povrchu utuhlé kůry zřejmě poté způsobily průval. Značně nerovnoměrné promíchání tavenin obou ocelí byla zřejmě jedna z hlavních příčin vzniku průvalu. Segregační děje v tomto případě mohou mít vliv sekundární.

2.1 Shrnutí experimentálního výzkumu

V práci bylo studováno mikrosegregační chování vybraných prvků (Cr, Mn) po průřezu plynulé lité bramy, jejíž odlévání bylo zastaveno kvůli průvalu [13,14]. Vzorky k analýzám byly odebrány z příčného průřezu bramy, z blízkosti průvalu. Dále byla studována chemická makroheterogenita vybraných prvků (C, Si, Mn, P, S, Cr, Ni, Mo, Al a Fe) v oblasti tohoto průřezu. Na základě rozsáhlých experimentálních měření byly zjištěny tyto hlavní výsledky:

- chemické složení jednotlivých vzorků se značně liší, což má za následek značný rozdíl teplot solidu v jednotlivých vzorcích,
- segregační chování prvků Cr a Mn v mikroobjemech (tzn. mikrosegregace) je velmi podobné ve všech analyzovaných vzorcích,
- velikost odmišení těchto prvků na měřených úsecích o délce 1000 μm je přibližně stejná na všech analyzovaných vzorcích,
- chemická makroheterogenita po průřezu bramy je velmi vysoká; prvky s odlišnou koncentrací v taveninách ocelí A a B jsou po průřezu bramy rozloženy velmi nerovnoměrně,
- z hlediska znečištění vměstky je mezi jednotlivými analyzovanými vzorky velký rozdíl, což může být důsledkem asymetrického proudění v krystalizátoru,
- značně nerovnoměrné promíchání tavenin obou ocelí byla zřejmě jedna z hlavních příčin vzniku průvalu.

3. Analýza příčin průvalu aplikací teorie fyzikální podobnosti

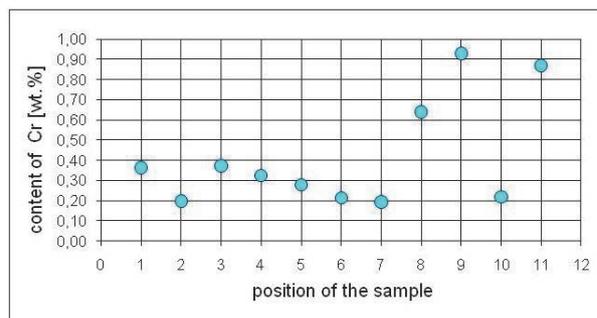
Tendenci obou ocelí k průvalu lze analyzovat dvěma cestami:

- a) nejprve ověřit, zda je možno v prvním přiblížení, byť i jen semikvantitativně posoudit povahu mísení oceli A a oceli B, popřípadě jeho rozsah;
- b) kvalitativně, popřípadě alespoň semikvantitativně posoudit, zda je možno získat pomocí bezrozměrných kritérií fyzikální podobnosti základní představu o vztazích mezi rozměrovými veličinami charakterizujícími chemické složení obou ocelí A a B a jejich sklon k průvalu; podmínkou je, aby ve shodě s platnými teorémy byl k dispozici dostatek nezbytně potřebných, ale též přiměřeně přesných fyzikálně-chemických měření k vyčíslení potřebných podobnostních kritérií.

První cesta ad a) byla shrnuta v odst. 2.1 a semikvantitativně ověřena, jak podrobně informují práce [15, 16]. Ověření proběhlo již zmíněnými chemickými analýzami odebraných vzorků 1 – 11 (tab. 2). V každém z deseti stanovených prvků se složení odlišuje jak od základního směrného složení tavby A před letnou výměnou mezipánve, tak od směrného složení následné tavby B. Analýza byla tedy provedena pro 9 prvků (C, Si, Mn, P,

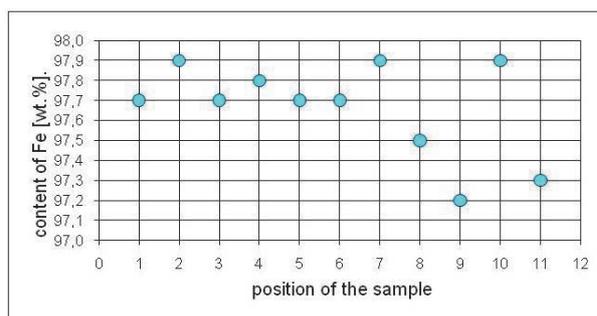
S, Cr, Ni, Mo, Al), pouze obsah Fe byl určen dopočtem do hodnoty 100 hm. %. Z výsledků chemických analýz a k nim se vtaňujícím propočtům koncentračních parametrů jednoznačně plyne, že během zmíněných 20 min. od letmé výměny mezipánve, než došlo k zastavení ZPO v důsledku průvalu, muselo probíhat vzájemné promíchávání obou taveb. Přestože je k dispozici detailní rozložení všech deseti analyzovaných prvků v jedenácti vzorcích, uvádí obr. 12 a 13 jako příklad základní představy o chemické heterogenitě prvků alespoň rozložení celkového obsahu chromu a železa. Z grafů je jasně zřetelná extrémně vysoká heterogenita v distribuci Cr a Fe. Jistá potíž spočívá v tom, že nelze získat žádnou informaci o intenzitě dvacetiminutového mísení obou taveb.

Jistou kvalitativní až částečně semikvantitativní představu o kinetice mísení obou taveb A a B je však možno získat na základě hmotnostní bilance opřené o rozdílná chemická složení uhlíku, manganu a chromu v oceli A a oceli B [15, 16]. Touto bilancí bylo zjištěno, že během 20 minut lití oceli B před zastavením stroje obsahovala tavenina v místě průvalu cca 25 % oceli A a 75 % oceli B při směrodatné výběrové odchylce 10 %.



Obr. 12 Obsah chromu ve vzorcích 1 – 11

Fig. 12 Content of chromium in the samples 1 – 11



Obr. 13 Obsah železa ve vzorcích 1 – 11

Fig. 13 Content of iron in the samples 1 – 11

Pro cestu ad b) je třeba sestavit tabulku technologických, geometrických, fyzikálních a chemických rozměrových veličin (tab. 6), které charakterizují kvalitu obou ocelí A i B a průběh jejich plynulého lití. Údaje do jednotlivých řádků tabulky byly získány jako výsledek postupů naznačených v kap. 1 a 2. Údaje do řádků 11 až 17 byly např. stanoveny trojím výpočtem teplotního pole bramy o chemickém složení oceli A, oceli B a směsi A+B [17, 18].

Tab. 6 Parametry charakterizující plynulé odlévání ocelí o složení A a B
Tab. 6 Parameters characterising continuous casting of steel grades A and B

Položka	Parametr	Symbol	Jednotky	Ocel A	Ocel B
1	Rychlost lití	w	(m·s ⁻¹)	0,0130	0,0126
2	Kinematická viskozita	ν	(m ² ·s ⁻¹)	8,706·10 ⁻⁴	7,917·10 ⁻⁴
3	Hustota	ρ	(kg·m ⁻³)	7560,7	7600,9
4	Skupenské teplo fázové přeměny	L	(m ² ·s ⁻²)	246·10 ³	259·10 ³
4a	Skupenské teplo fázové přeměny uvolněné při ztuhnutí jedné poloviny bramy o rozměrech 0,25 × 0,765 × 14,15m	L_{slab}	(m ² ·s ⁻²)	5,0335·10 ⁹	5,3274·10 ⁹
5	Měrná tepelná kapacita	c_p	(m ² ·s ⁻² ·K ⁻¹)	632,6	611,0
6	Amplituda oscilací krystalizátoru	ΔS	(m)	0,006 ± 0,003	0,006 ± 0,003
7	Frekvence oscilací	f	(s ⁻¹)	1,533	1,533
8	Teplota solidu	t_s	(°C)	1427,0	1480,6
		T_s	(K)	1700,15	1753,75
9	Teplota likvidu	t_L	(°C)	1493,9	1512,3
		T_L	(K)	1767,05	1785,45
10	Teplotní interval tuhnutí	$t_L - t_s$	(°C)	66,9	31,7
11	Maximální vzdálenost vrcholu izosolidy od hladiny taveniny v krystalizátoru	h_S^{max}	(m)	21,07	19,72
12	Minimální vzdálenost vrcholu izosolidy od hladiny taveniny v krystalizátoru	h_S^{min}	(m)	19,92	18,69
13	Maximální vzdálenost vrcholu izolikvidy od hladiny taveniny v krystalizátoru	h_L^{max}	(m)	14,50	16,20
14	Minimální vzdálenost vrcholu izolikvidy od hladiny taveniny v krystalizátoru	h_L^{min}	(m)	13,70	15,20
15	Plocha mushy zóny na polovině příčného řezu průvalem	F_{mushy}	(m ²)	0,05366	0,04100
16	Celková plocha poloviny příčného řezu bradou	F_{slab}	(m ²)	0,19125	0,19125
17	Plocha zóny taveniny na polovině příčného řezu průvalem	F_{melt}	(m ²)	1,381·10 ⁻³	13,720·10 ⁻³
18	Přehřátí oceli nad teplotou likvidu	ΔT_{over}	(°C)	30	27

Pozn.: Hmotnost jedné poloviny bramy o rozměrech 0,25 × 0,765 × 14,15 m je 2,04614·10⁴ kg (ocel A) a 2,0569·10⁴ kg (ocel B)
Note: The mass of one half of the slab with dimensions 0.25 × 0.762 × 14.15 m is 2.04614·10⁴ kg (steel A) and 2.0569·10⁴ kg (steel B)

Rozměrové veličiny spojené s plynulým odléváním ocelových bram je možno v prvé aproximaci vyjádřit v nezbytně potřebném počtu zároveň s jejich základními rozměry prostřednictvím tab. 7. Ve shodě s mezinárodní soustavou jednotek SI byly k vyjádření rozměrových veličin použity základní jednotky m·kg·s·K. Tab. 7 zahrnuje celkem dvanáct rozměrových veličin, které umožňují na základě obecně formulovaných teorémů vyjádřit závislost fyzikálně chemických veličin a parametrů, které vstupují do technologie plynulého lití. Z řádků tabulky, která zároveň zahrnuje základní

rozměry m, kg, s a K (a představuje též základní matici) je možno vypsát rovnice pro rozměrové veličiny (exponenty), které je nutno v každém řádku splnit pro postupné stanovení bezrozměrových kritérií. K těmto základním teorémům náleží: teorém rozměrové nezávislosti na zvolené soustavě základních jednotek měření; teorém rozměrové homogenosti, jemuž se podřizují všechny fyzikální zákonitosti včetně zákonitostí dosud neznámých; π teorém, který svazuje počet rozměrových veličin s počtem navzájem nezávislých rozměrů a s počtem bezrozměrových kritérií.

Tab. 7 Matice fyzikálně-chemických rozměrů parametrů a veličin tavby plynulého lití
Tab. 7 Matrix of physical-chemical dimensions and parameters and quantities of the continuously cast melt

Pořadí	1	2	3	4	5	6	7
veličina	Rychlost lití	Viskozita kinematická	Hustota	Latentní teplo	Měrné teplo	Amplituda krystalizátoru	Oscilační frekvence krystalizátoru
exponent	e1	e2	e3	e4	e5	e6	e7
symbol	w	ν	ρ	L	c_p	ΔS	f
m	1	2	-3	2	2	1	0
kg	0	0	1	1	0	0	0
s	-1	-1	0	-2	-2	0	-1
K	0	0	0	0	-1	0	0

Tab. 7 – pokračování
Tab. 7 – continuation

Pořadí	8	9	10	11	12	
veličina	Teplota solidu	Teplota liquidu	Mushy Zóna	Plocha průřezu bramy	Plocha průřezu taveniny	řádek
exponent	e8	e9	e10	e11	e12	
symbol	T_L	T_S	F_{mushy}	F_{slab}	F_{melt}	
m	0	0	2	2	2	1
kg	0	0	0	0	0	2
s	0	0	0	0	0	3
K	1	1	0	0	0	4

V případě průvalu neznáme bližší informace o vnitřní souvislosti rozměrových veličin s podstatou průvalu a neznáme rovněž ani částečný matematicko-fyzikální popis tohoto jevu. Proto je třeba při aplikaci teorie podobnosti použít ke stanovení bezrozměrových kritérií rozměrovou analýzu. V našem případě bude pro dvanáct rozměrových veličin se symboly a popisem v tab. 6 (w , v , ρ , L , c_p , ΔS , f , T_S , T_L , F_{mushy} , F_{slab} , F_{melt}) a pro 4 nezávislé rozměry (m, kg, s, K) podle π teorému celkem $12 - 4 = 8$ bezrozměrových kritérií [15]. Způsoby stanovení bezrozměrových kritérií jsou za předpokladu respektování příslušných teorémů popsány v práci [19, 20]. Jednou z možných cest stanovení potřebných bezrozměrových kritérií je sestavení navzájem nezávislých rovnic [5]. K řešení této soustavy rovnic je nutno v našem případě pro určení každého podobnostního kritéria vždy 8 proměnných postupně volit a tuto volbu celkem osmkrát opakovat.

3.1 Kritéria podobnosti a jejich charakteristika

V souladu s principy teorie podobnosti a používanými teorémy bylo stanoveno celkem osm zmíněných potřebných kritérií fyzikální podobnosti π_1 až π_8 pro ocel A a ocel B, u nichž se předpokládá, že jejich rostoucí numerické hodnoty charakterizují sklon k průvalu. Je proto třeba analyzovat vliv jednotlivých parametrů na číselnou hodnotu zlomků, kterými jsou jednotlivá kritéria definována. Při dalším kroku se testuje parciální sklon příslušné oceli A, resp. oceli B k průvalu pomocí podílů jednotlivých dvojic kritérií. Nakonec se pak rozhodne jak součtem, tak součinem všech osmi takto stanovených parciálních kritérií o tom, které z ocelí je možno přisoudit větší či menší riziko průvalu. Kritéria jsou seřazena v tomto sledu:

První kritérium π_1

$$\pi_1 = \frac{L_{slab} \cdot f}{c_p \cdot \rho \cdot v \cdot T_L \cdot \Delta S}$$

je komplexní a je funkcí celkem sedmi parametrů, z toho čtyři jsou termofyzikální vlastnosti oceli (L_{slab} , c_p , ρ a v) a tři jsou technologické parametry (f , T_L , ΔS). Sklon k průvalu je úměrný latentnímu teplu a frekvenci oscilací, nepřímo úměrný součinu dalších čtyř termofyzikálních vlastností a amplitudě.

Druhé kritérium π_2

$$\pi_2 = \frac{\Delta S \cdot f}{w}$$

je známé jako Strouhalovo kritérium. S rostoucí amplitudou oscilace a počtem kmitů krystalizátoru a se snižující se rychlostí lití roste sklon k průvalu.

Třetí kritérium π_3

$$\pi_3 = \frac{\Delta S^2 \cdot f}{v}$$

obsahuje v čitateli geometrické údaje krystalizátoru a je nepřímo úměrné kinematické viskozitě.

Čtvrté kritérium π_4

$$\pi_4 = \frac{F_{slab}}{F_{solid}}$$

je funkcí ploch, a to plochy poloviny příčného řezu ztuhlé bramy F_{slab} ($F_{slab} = \frac{1}{2} \cdot 0,25 \cdot 1,53$) a plochy F_{solid} která vyjadřuje aktuální „nosnou plochu“ poloviny ztuhlého (pod solidem) příčného řezu vedeného průvalem

$$F_{solid} = F_{slab} - (F_{melt} + F_{mushy}),$$

protože F_{melt} je plocha, kterou na polovině příčného řezu zaujímá tavenina (nad likvidem) a plocha F_{mushy} je plocha, která na polovině příčného řezu obsahuje mushy zónu s teplotou ležící v intervalu tuhnutí. Sklon k průvalu roste se zmenšujícím se jmenovatelem, tj. se zmenšováním „nosné plochy“.

Páté kritérium – simplex π_5

$$\pi_5 = \frac{T_L - T_S}{T_L}$$

je bezrozměrný teplotní interval tuhnutí. Užití tohoto simplexu je nutno velmi obezřetně vážit v případech, kdy není statisticky podložen větším počtem taveb, resp. odlévaných ocelí. Například v daném případě se hodnota simplexu pro ocel A a ocel B výrazně liší a sklon k průvalu je větší u oceli A.

Šesté kritérium – komplexní kritérium π_6

$$\pi_6 = \frac{\nu}{f \cdot F_{solid}}$$

Jeho hodnota je přímo úměrná hodnotě kinematické viskozity ν taveniny, resp. mushy zóny a nepřímo úměrná oscilační frekvenci krystalizátoru f a aktuální „nosné ploše“ řezu vedeného průvalem (jako ve čtvrtém kritériu).

Sedmé komplexní kritérium

$$\pi_7 = \frac{w^2}{c_p \cdot (T_L - T_S)}$$

je funkcí technologického parametru (rychlosti lití) a termo-fyzikálních vlastností obsažených ve jmenovateli. Jeho hodnota, a tím sklon k průvalu, roste se čtvrcem součinu rychlosti lití a klesá s hodnotou součinu měrné tepelné kapacity a intervalu tuhnutí.

Osmé kritérium – simplex π_8

$$\pi_8 = \frac{\Delta T_{over}}{T_L}$$

je bezrozměrné kritérium charakterizující teplotu přehřátí a matematicky se vyjadřuje jako poměr teploty přehřátí a likvidu.

3.2 Posouzení a diskuse vlivu jednotlivých kritérií

Tab. 8 Číselné hodnoty osmi jednotlivých kritérií

Tab. 8 Numerical values of eight individual criteria

Kritérium π_i	π_1	π_2	π_3	π_4	π_5	π_6	π_7	π_8	
Ocel A π_i^A	$1,74784 \cdot 10^5$	0,7070	0,06339	1,4041	0,03786	$4,17 \cdot 10^{-3}$	$3,99 \cdot 10^{-9}$	1,0170	
Ocel B π_i^B	$2,07344 \cdot 10^5$	0,7300	0,06971	1,4008	0,01807	$3,78 \cdot 10^{-3}$	$8,20 \cdot 10^{-9}$	1,01512	
Parciální podíl kritéria π_i oceli B/A $P_i = \pi_i^B / \pi_i^A$	P_1	P_2	P_3	P_4	P_5	P_6	P_7	P_8	$8,7780$ $\sum_{i=1}^8 (P_i)$
Postupný součin parciálních podílů kritérií oceli B/A $\prod_{i=1}^i (P_i)$	$\prod_{i=1}^1 (P_i)$	$\prod_{i=1}^2 (P_i)$	$\prod_{i=1}^3 (P_i)$	$\prod_{i=1}^4 (P_i)$	$\prod_{i=1}^5 (P_i)$	$\prod_{i=1}^6 (P_i)$	$\prod_{i=1}^7 (P_i)$	$\prod_{i=1}^8 (P_i)$	$8,6822$ $\prod_{i=1}^8 (P_1 \dots P_8)$
Parciální podíl kritéria π_i oceli 3B/A Pro trojnásobný podíl B ve směsi $P_{mix} = 3\pi_i^B / \pi_i^A$	P_{1mix}	P_{2mix}	P_{3mix}	P_{4mix}	P_{5mix}	P_{6mix}	P_{7mix}	P_{8mix}	$26,2596$ $\sum_{i=1}^8 (P_{mix})$

Číselné hodnoty jednotlivých kritérií pro ocel A a ocel B jsou shrnuty do prvních dvou řádků tab. 8. Ve 3. řádce tabulky jsou vyčísleny parciální podíly dvojic stejných kritérií pro ocel B a ocel A. Prostý součet těchto podílů má hodnotu 8,7780, takže průměrný podíl dvojic kritérií je roven $P_{i,mean} = 8,7780 : 8 = 1,0972$. Ve 4. řádce je vyhodnocen postupný součin podílů všech osmi bezrozměrových kritérií, který je obsažen v 8. sloupci a má hodnotu 1,1883; jeho průměrná hodnota je rovna $1,1883^{(1/8)} = 1,0218$. Obě průměrné hodnoty jsou větší než 1, takže vyšší sklon k průvalu je tedy u oceli B, a to podle parametru $P_{i,mean}$ ve srovnání s tendencí k průvalu oceli A v průměru o cca 10 %.

Fakt, že obsah uhlíku v oceli A a oceli B byl v místě průvalu v poměru 1 : 3, vedl k vyhodnocení 5. řádku tab. 8 a k určení hodnoty $P_{i,mix,mean} = 26,2596 : 8 = 3,2824$. Vyplyvá z toho, že

$$P_{i,mix,mean} / P_{i,mean} = 3,2824 : 1,0972 = 2,9916$$

a že sklon k průvalu se u oceli B zvýšil téměř o 300 %.

Podrobnější analýza kritérií podobnosti a jejich vztahů i souvislostí je uvedena v [5, 17, 18]. Je možno shrnout, že průvalu je třeba předejít vyhodnocením odvozených kritérií podobnosti a operací s nimi pro dvě oceli, které by se měly sekvenčně odlévat. Předpokladem je samozřejmě výpočet teplotního pole při odlévání bramb, aby byly známy veličiny do tab. 6. Termofyzikální vlastnosti oceli se získají aplikací citovaného programu IDS. Zvýšení číselné hodnoty kritérií jedné oceli vůči druhé avizuje vznik průvalu. Pokud nebude možné změnit technologické a geometrické veličiny vstupující do jednotlivých kritérií, pak je třeba, aby obě oceli měly málo rozdílné ostatní z 12 parametrů, především termofyzikální vlastnosti, které se mění s chemickým složením ocelí.

Z tohoto pohledu je rozhodující kritérium první, sedmé a osmé, která jsou funkcí celkem šesti termofyzikálních vlastností, a to skupenského tepla fázové přeměny, měrné tepelné kapacity, hustoty, kinematické viskozity, teploty likvidu a solidu, resp. jejich rozdílu. Sedmé a osmé kritérium je funkcí rychlosti lití, takže její snížení

by vedlo také ke snížení rizika průvalu. Při výběru dvou ocelí, které se na ZPO mají sekvenčně odlévat, by technologa tedy měly vést hodnoty parciálních podílů prvního, sedmého a osmého kritéria P_1 , P_7 a P_8 . Průkaznější podíly P_{1mix} , P_{7mix} a P_{8mix} technolog nebude mít k dispozici, protože nebude znát reálné hmotnostní podíly obou ocelí v místě potenciálního průvalu ani polohu průvalu, jako to bylo v případě zde diskutovaných ocelí A a B.

Závěr

Atypický průval plynule lité bramy 250×1530 mm v místě rovnání byl analyzován pomocí teorie fyzikální podobnosti. K průvalu došlo za 20 min. po letmé výměně mezipánve, ze které se plynule odlévala ocel B okamžitě po předchozím odlévání několika taveb oceli jakosti A, a licí stroj se automaticky zastavil. Atypičnost průvalu spočívala v tom, že k němu nedošlo těsně pod krystalizátorem, ale až ve vzdálenosti 14,15 m od hladiny taveniny v krystalizátoru a v hloubce 8,605 m pod jeho výstupním okrajem. Obě jakosti oceli se výrazně lišily svým chemickým složením.

Aplikaci teorie fyzikální podobnosti předcházela simulace teplotního pole bramy ve třech variantách a experimentální výzkum segregáčního chování vybraných prvků na vzorcích odebraných z místa průvalu. Simulace teplotního pole vycházela z modelu nestacionárního teplotního pole a experimentální výzkum příčin průvalu využíval model chemické heterogenity. Bylo analyzováno teplotní pole bramy o chemickém složení A, oceli B a o průměrném chemickém složení směsi A+B. Oba modely poskytly 12 technologických, geometrických a termofyzikálních rozměrových veličin, které charakterizují oceli A a B a průběh jejich plynulého lití na ZPO, na kterém k průvalu došlo. Rozměrovou analýzou bylo odvozeno 8 kritérií podobnosti. Analýza příčin průvalu pomocí teorie fyzikální podobnosti jednoznačně prokázala výrazně zvýšený sklon oceli B k průvalu ve srovnání s ocelí A. Aby se tato havárie ZPO neopakovala pro jinou dvojici ocelí sekvenčně odlévaných, je třeba vyhodnotit jednotlivá odvozená kritéria podobnosti pro obě oceli a provést další operace s těmito kritérii. Cestu ke snížení rizika průvalu lze hledat ve změně především termofyzikálních vlastností obou ocelí, spočívající v omezení výrazných rozdílů v chemickém složení obou taveb tak, aby parciální podíly kritérií podobnosti byly blízké hodnotě jedna.

Poděkování

Tato publikace obsahuje výsledky řešení výzkumných úkolů NETME Centre, regionálního výzkumného a vývojového centra vybudovaného z finančních prostředků OP VaVpI v rámci projektu NETME Centre (Nové technologie pro strojírenství), Reg. č.: CZ.1.05/2.1.00/01.0002 a podporovaného v navazující fázi udržitelnosti prostřednictvím projektu NETME CENTRE PLUS (LO1202) za finančního přispění MŠMT v rámci účelové podpory programu NPU I.

Publikace obsahuje také výsledky řešení výzkumných úkolů RMTVC – PU (Regionální materiálově technologické výzkumné centrum – Program udržitelnosti), LO 1203.

Publikace také vznikla v rámci řešení projektu TG01010054 Technologické agentury České republiky.

Literatura

- [1] KAVIČKA, F. et al. Changes of the Chemical Composition of Continuously Cast Steel Slab and their Relation to Breakout. In *4th International Conference on Crack Paths (CP 2012)*. Book of Abstracts and CD, Parma, Italy, University of Parma, 2012, p. 89.
- [2] DOBROVSKÁ, J., DOBROVSKÁ, V., KAVIČKA, F., STRÁNSKÝ, K., REK, A., VELIČKA, B. Chemická mikroheterogenita prvků ve struktuře tří plynule litých ocelových bram různého chemického složení a rozměrů. *Hutnické listy*, 55 (2000) 4–7, 66–74.
- [3] DOBROVSKÁ, J. et al. Chemická makroheterogenita prvků po průřezu tří plynule litých ocelových bram různého chemického složení a rozměrů. *Hutnické listy*, 55 (2000) 4–7, 73–79.
- [4] KAVIČKA, F. et al. Analysis of Atypical Breakout during Radial Continuous Casting of a Slab in the Straightening Zone. I. Numerical Simulation of Temperature Field of a Slab. *Hutnické listy*, 66 (2013) 2, 53–59.
- [5] STRÁNSKÝ, K. et al. Analysis of Atypical Breakout during a Radial Continuous Casting of a Slab in the Straightening Zone. II. An Analysis of the Causes of the Breakout by Application of the Theory of Physical Similarity. *Hutnické listy*, 66 (2013) 3, 17–25.
- [6] KAVIČKA, F. et al. Comparison of the Temperature Field Continuously Cast steel Slab of Different Chemical Composition. In *METAL 2012, 21st Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials Conference proceedings*, Ostrava, 2012, Czech Republic, pp. 142–147, ISBN 978-80-87294-31-4.
- [7] WINKLER, Z., BELKO, J., PERNIČKOVÁ, B. Analýza prvko-vé heterogenity vzorků 1, 2, 3, 9, 10, 11 z bramy s průvalem. (Výzkumná zpráva) VOP-026 ŠTERNBERK, s.p., div. Vojenský technický ústav ochrany, Brno, 10/2011.
- [8] BELKO, J., STRÁNSKÝ, K. Mikročistota vzorků odebraných z různých míst bramy po havárii při kontilitě. (Výzkumná zpráva) VOP-026 ŠTERNBERK, s.p., div. Vojenský technický ústav ochrany, Brno, 8/2011.
- [9] MIETTINEN, J., LOUHENILPI, S., KYTÖNEN, H., LAINE, J. IDS – Thermodynamic-kinetic-empirical Tool for Modelling of Solidification, Microstructure and Material Properties. *Mathematics and Computers in Simulation*, 80 (2010) 7, 1536–1550.
- [10] GUNGOR, M. N. A Statistically Significant Experimental Technique for Investigating Microsegregation in Cast Alloys. *Metallurgical Transactions A*, 20A (1989), 2529–2533.
- [11] ZHANG, L., THOMAS, B. G. Inclusions in Continuous Casting of Steel. In *XXIVth National Steelmaking Symposium*, Morelia, Mich, Mexico, 26–28, Nov. 2003, pp. 138–183.
- [12] DOBROVSKÁ, J. et al. Analysis of Atypical Break out during a Radial Continuous Casting of a Slab in the Straightening Zone. III. Experimental research on the causes of the breakout. *Hutnické listy*, 66 (2013) 5, 8–13.
- [13] DOBROVSKÁ, J. et al. Numerical Models of the Temperature Field and Chemical Heterogeneity of a Concast Steel Slab. In *21st Canadian Congress of Applied Mechanics CANCAM 2007*. Toronto, 2007, pp. 384–385. ISBN 978-1-4276-1788-0.
- [14] DOBROVSKÁ, J. et al. A New Approach to Evaluating the Chemical Microheterogeneity of a Continuously Cast Steel Slab. *Materiáli in tehnologie/Materials and technology*, 47 (2013) 1, 79–83.
- [15] STRÁNSKÝ, K. et al. Heterogeneity of the Concast Steel Slab Tightly Before the Breakout. In *METAL 2012, 21st Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials Conference proceedings*, Ostrava, 2012, Czech Republic, pp. 148–153, ISBN 978-80-87294-31-4.

- [16] DOBROVSKÁ, J. et al. Investigation into Segregation of Selected Elements in the Breakout Area of the Continuously cast steel slab. In *METAL 2012, 21th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials Conference proceedings*, Ostrava, 2012, Czech Republic, pp. 115–121. ISBN 978-80-87294-31-4.
- [17] KAVIČKA, F. et al. Comparison of the Temperature Field Continuously Cast Steel Slabs with Different Chemical Composition. *Materiali in tehnologije/Materials and technology*, 47 (2013) 4, 497–501.
- [18] Kavička, F. et al. Breakout of a Slab as the Result of Changes in the Thermo-physical Properties of Continuously Cast Steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. (2013) 2, 1–10.
- [19] KUNEŠ, J. et al. *Základy modelování*. Praha: SNTL, 1989, 264 s.
- [20] ČARNOGURSKÁ, M., PŘÍHODA, M. Aplikácia dimenzionálnej analýzy při Modelovaní javov v oblasti energetiky [Application of Dimensional Analysis in Modeling Phenomena in the Field of Energy]. Košice: *Strojnícka fakulta TU v Košiciach*, 2011, 214 p.



Schéma uspořádání sekundárního chlazení