

Jerzy CYBO
Stanisław JURA

WPŁYW PROCESU TECHNOLOGICZNEGO ORAZ PROGNOZOWANIE METODĄ ATD SKŁONNOŚCI STALIWA DO PĘKNIĘĆ NA GORĄCO

Wprowadzenie

Zmodernizowane konstrukcje odlewanych korpusów maszyn cechują się coraz bardziej skomplikowanym kształtem, zwiększoną smukłością i cienkościennością, ale często wyzwalają jednocześnie tendencję do pęknięć podczas krzepnięcia.

Rozważania poświęcone teoretycznym podstawom skłonności stopów do pęknięć na gorąco są dość licznie reprezentowane zarówno w literaturze światowej, jak i krajowej. Fizyczną interpretację tego zjawiska można znaleźć m.in. w pracach G. Kniaginina, S. Stachurowej, A. Chojeckiego, I. Telejki. Z tych też względów aspekt ten zostaje pominięty w niniejszym opracowaniu. Jego głównym zadaniem jest natomiast próba skorelowania tego zagadnienia z procesem technologicznym oraz wykazania możliwości prognozowania skłonności do pęknięć metodą ATD. Punktem wyjścia jest w tym wypadku stwierdzenie faktu, że w identycznych odlewach stosowanych przez kontrahentów zachodnioeuropejskich problem braków spowodowanych pęknięciami odlewów podczas krzepnięcia występuje sporadycznie. Biorąc w tych warunkach pod uwagę identyczność konstrukcji odlewanych korpusów oraz nieznaczne różnice składu chemicznego staliwa można sądzić, iż przyczyny skłonności do pęknięć związane są z procesem wytwarzania, determinującym jakość metalurgiczną stopu.

1. Cel i zakres pracy

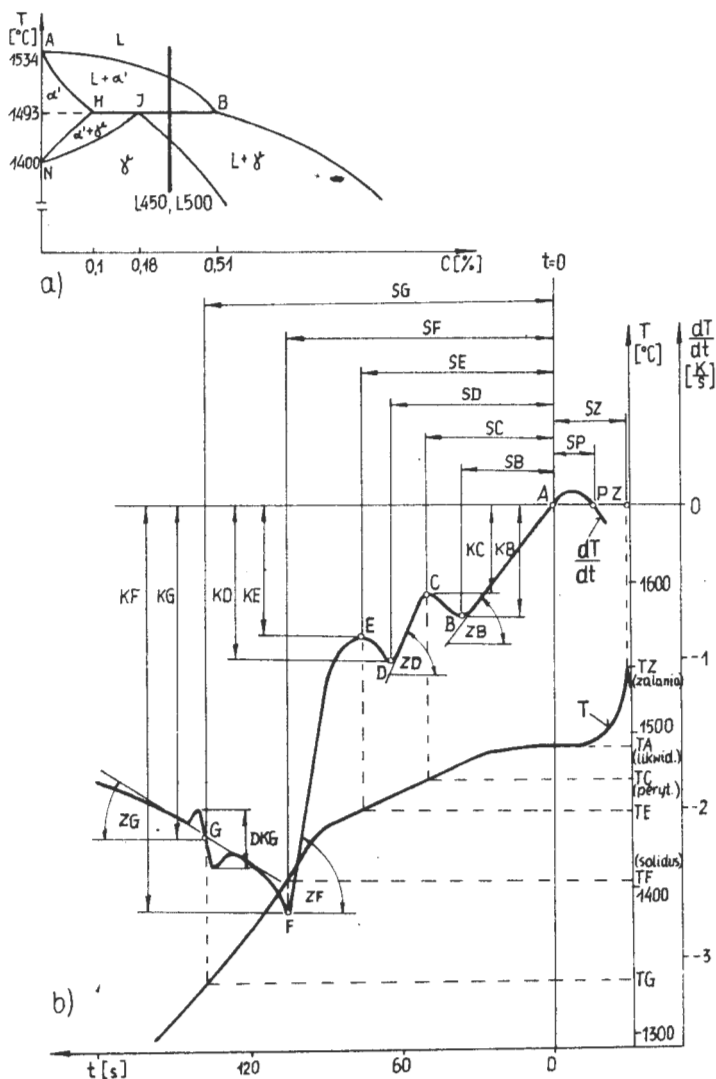
W kontekście przedstawionego we wstępie problemu, celem niniejszej pracy jest określenie czynników procesu technologicznego, które wpływają na wzrost skłonności odlewów do pęknięć podczas krzepnięcia oraz stwierdzenie możliwości diagnozowania o skłonności staliwa do pęknięć w chwili, gdy metal pozostaje je-

Tabela 1. Analizowane czynniki procesu technologicznego (zmiennie niezależne opracowanych równań)

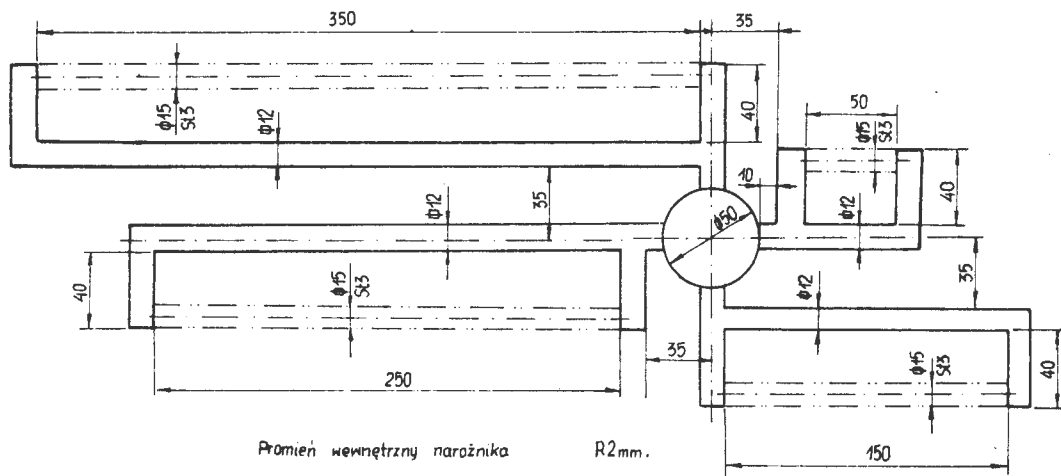
Oznaczenie	Wymiar	Nazwa czynnika	Zakres zmienności	Wartość średnia
Zł	kg	złom	6000* - 8000	7420
K	kg	koks	30 - 40	35,6
CaO _w	kg	wapno we wsadzie	100 - 120*	114
tt	min.	długość okresu topnienia	80 - 130	100
C1	%	stężenie węgla w 1 próbie	0,50 - 0,69	0,60
R1	kg	dodatek rudy po roztopieniu	80* - 150	103
t1z	min.	czas od załączenia do 1 zmiany żuźla	95* - 150	119
CaO1	kg	ilość wapna dodanego po 1 zmianie żuźla	50 - 140	86,7
CaF ₂ 1	kg	ilość fluorytu dodanego po 1 zmianie żuźla	10 - 20	16,1
R2	kg	druga porcja rudy	40 - 100*	68
t2z	min.	czas od załączenia do 2 zmiany żuźla	115 - 170	139
C2	%	stężenie węgla w 2 próbie	0,16 - 0,40*	0,30
CaO2	kg	ilość wapna dodanego po 2 zmianie żuźla	40 - 70*	55
CaF ₂ 2	kg	ilość fluorytu dodanego po 2 zmianie żuźla	0* - 10	8,2
t3z	min.	czas od załączenia do 3 próby i ściągnięcia żuźla na czysto	130 - 185	155
C3	%	stężenie węgla w 3 próbie	0,17* - 0,36	0,28
tg	min.	długość okresu gotowania	50 - 80	60

t _{0w}	min.	czas od załączenia do odtleniania wstępnego	140 - 190	160
FeMn	kg	ilość dodanego FeMn przy odtlenianiu wstępnym	20* - 27	22,5
FeSi1	kg	ilość dodanego FeSi przy odtlenianiu wstępnym	10 - 15*	12,5
CaO3	kg	ilość dodanego wazna po ściągnięciu żużla na czysto	50 - 100	81,5
CaF ₂ ³	kg	ilość dodanego fluorytu po ściągnięciu żużla na czysto	10* - 20	16,2
tC4	min.	czas od załączenia do próby C4	155 - 200	180
C4	%	stężenie węgla w 4 próbie	0,20 - 0,39	0,29
tSi	min.	czas od załączenia do uzupełnienia krzemu na gotowo	170* - 220	191
FeSi	kg	ilość dodanego FeSi uzupełniającego	22 - 28	25
tC5	min.	czas od załączenia do próby C5	175 - 225	200
C5	%	stężenie węgla w 5 próbie	0,21 - 0,39	0,31
CaO5	kg	ilość dodanego wapna po ściągnięciu żużla przed spustem	30* - 50	38
tr	min.	długość okresu wykańczania	40* - 70	50
tw	min.	czas trwania wytopu	180 - 230	210
Ts	°C	temperatura spustu	1620 - 1650*	1630
ka	kg	ilość karburetytu użytego w okresie wykańczania	5 - 20	12,3
Al	kg	ilość aluminium dodana do kadzi	6* - 8	7,5
CaSi	kg	ilość wapniokrzemu dodana do kadzi	0 - 13*	1,1

* objaśnienia w tekście (rozdział 4).



Rys. 1. Fragment układu Fe-C (a) oraz wykres ATD (b) dla staliwa L450, L500: ZB - intensywność oddawania ciepła w czasie krystalizacji $L \rightarrow \alpha'$, KB - efekt cieplny w chwili zakończenia krystalizacji $L \rightarrow \alpha'$, ZD - intensywność oddawania ciepła w czasie przemiany perytektycznej $(L + \alpha') \rightarrow \gamma$, KC - maksymalny efekt cieplny w czasie przemiany perytektycznej, ZF - intensywność oddawania ciepła w czasie dokrystalizowania fazy γ z cieczy $L \rightarrow \gamma$, KE - maksymalny efekt cieplny w czasie dokrystalizowania $L \rightarrow \gamma$, KF - maksymalny efekt cieplny w chwili wykrystalizowania całej cieczy, ZG - intensywność pochłaniania energii w okresie tworzenia spójności sieci γ , KG - efekt cieplny w chwili wystąpienia zakłócenia w tworzeniu spójności sieci γ , DKG - wielkość zakłócenia cieplnego w okresie tworzenia spójności sieci



Rys. 2. Model odlewu do próby technologicznej oceniającej skłonność staliwa do pęknięć na gorąco (według F. Althof - R. Radtke)

szcze w piecu i możliwe jest podjęcie odpowiednich działań w celu obniżenia tej tendencji. Metodą odpowiednią do tego celu jest analiza termiczna i deriwacyjna (ATD) procesu krystalizacji staliwa, prowadzona za pomocą urządzenia Crystaldigraf.

2. Metodyka badań i materiał badawczy

Badaniu poddano 40 wytopów staliwa L450 i L500 stosowanego na odlewy korpusów maszyn. Wytopy wykonano w zasadowym piecu łukowym o pojemności 6 Mg. Proces prowadzono (zgodnie z instrukcją zakładową) z pełnym okresem utleniającym, odtlenianiem osadowym oraz krótką rafinacją dyfuzyjną. Analizowano czynniki procesu technologicznego przedstawione w tabeli 1. Skład chemiczny staliwa badano po skończonym procesie utleniania, po uzupełnieniu krzemu (około 10 minut przed spustem) i przy zalewaniu form. Analizę termiczną i deriwacyjną prowadzono 5-10 minut przed spustem. Parametry ATD określano na podstawie otrzymanych wykresów (rys. 1). W celu określenia stopnia zanieczyszczenia staliwa wtrąceniami niemetalowymi badano ponadto cechy stereologiczne wtrąceń w odlewie za pomocą urządzenia Quantimet 720.

Wytypowanie czynników metalurgicznych wpływających na wzrost skłonności staliwa do pęknięć bądź diagnozowanie za pomocą ATD o tej skłonności wymaga

w pierwszej kolejności zdefiniowania wskaźników tej tendencji. Powyższe wskaźniki określano na podstawie próby technologicznej (tzw. odlew kłamrowy A-R, rys. 2), wykonanej dla każdego wytopu w chwili zalewania form odlewów korpusów maszyn. W próbie tej dążono do ujawnienia skłonności do pęknięć przez hamowanie skurczu odlewniczego. Efekt ten osiągnięto w wyniku zastosowania prętów rozporowych (\emptyset 15, St3) o długości odpowiadającej wielkości poszczególnych ramion odlewu. Pomiar długości pęknięć w okolicach naroży wykonano za pomocą lupy z podziałką.

2.1. Wskaźniki skłonności staliwa do pęknięć

Badania odlewu z próby technologicznej wykazują, że pęknięcia (p_i) usytuowane są prostopadle do ramion odlewu oraz w jego narożach (promienie wewnętrzne naroży różnią się maksymalnie o około 20%). Ponieważ czas i warunki krzepnięcia odlewu w tych miejscach oraz potencjalna długość maksymalnych pęknięć (inicjowanych w tych obszarach) są różne, przeprowadzono analizę skorygowanych (względnych, P_i) długości pęknięć według zaproponowanego wzoru doświadczalnego, uwzględniającego rzeczywiste warunki powstania szczelin:

$$P_i = \frac{p_i (H_i/H_n)^2}{ak \exp[\beta(R_i - R_n)]}, \quad (1)$$

gdzie: H_i, H_n - długość poszczególnych ramion odlewu oraz długość największego z nich,

R_i, R_n - promień wewnętrznych naroży ramion oraz promień w narożu najdłuższego ramienia,

k - współczynnik czasu krzepnięcia: dla ramion $k=1$, dla naroży $k=2$,

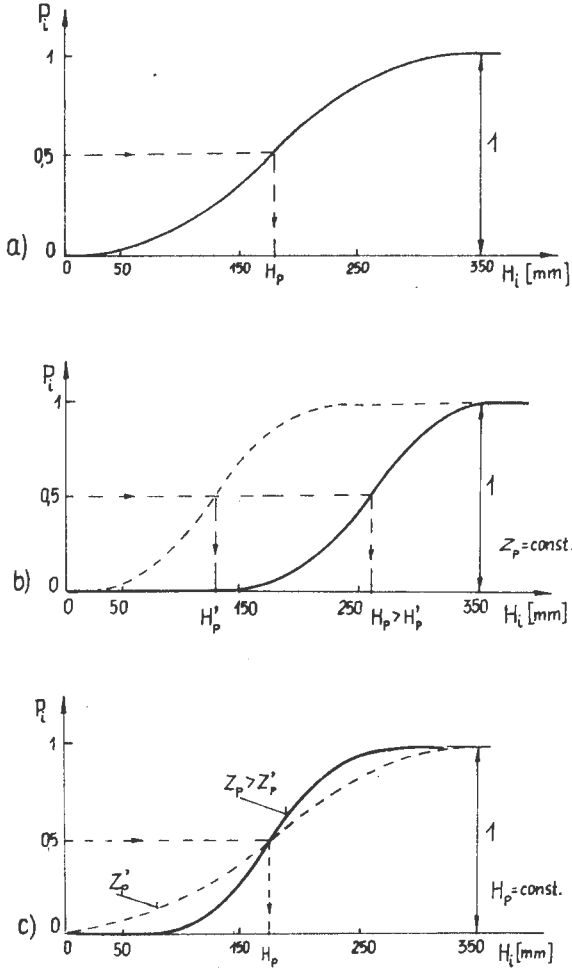
a - potencjalna długość maksymalnych pęknięć: dla ramion $a=g$, dla naroży $a=g\sqrt{2}$ (g - grubość ścianki),

p_i - długość zmierzonych pęknięć.

Analiza wartości skorygowanych pęknięć (P_i) wskazuje, że ich wielkość wzrasta wraz z długością ramion (czyli z odległością od układu zasilania (H_i)). Przebieg tych zmian opisano funkcją (2) (rys. 3a), której parametry (H_p [mm], Z_p [mm⁻¹]) wyznaczono numerycznie dla obliczonych według (1) P_i :

$$P_i = \frac{1}{1 + \exp[Z_p(H_p - H_i)]}, \quad (2)$$

gdzie: H_p - odległość pęknięcia od układu zasilania, przy której pęknięcia



Rys. 3. Zmiana skorygowanych długości pęknięć P_i według wzoru (2) w funkcji odległości od układu zasilania H_i (a). Parametry H_p i Z_p są wskaźnikami skłonności staliwa do pęknięć; przy dużych wartościach H_p (b) i dużych Z_p (c) rośnie odporność na pęknięcie

Z_p - intensywność wzrostu długości pęknięć przy wzroście odległości od układu zasilania (rys.3c).

Funkcja (2) zapewnia opis zmian długości pęknięć P_i przy zachowaniu testów statystycznych: współczynnik korelacji $R = 0,94 - 0,99$, odchylenie standardowe $S(P_i) = 0,001 - 0,01$, test Fishera $F = (36-8 \cdot 10^{12}) > F_{KR}(0,05, 3,2) = 9,55$.

Jako wskaźniki skłonności staliwa do pęknięć przyjęto w tej sytuacji sumę długości (S_p [mm]) pomierzonych pęknięć odlewu kłamrowego oraz parametry

H_p , Z_p funkcji (2) określającej skorygowaną długość pęknięć w zależności od ich odległości od układu zasilania (długości ramion). Mała suma długości pęknięć S_p oraz także intensywność ich wzrostu (odpowiada jej rosnąca wielkość Z_p , przy której nie występują pęknięcia ramion krótkich, rys. 3c), bądź duże wartości H_p - przy których wystąpią pęknięcia równe połowie grubości ramion lub naroży (rys. 3b) - są świadectwem niskiej skłonności staliwa do pęknięć.

W celu określenia czynników procesu technologicznego, wpływających na wzrost skłonności odlewów do pęknięć podczas krzepnięcia, badano metodą liniowej regresji krokowej związek poszczególnych parametrów procesu (tab. 1), składu chemicznego oraz cech stereologicznych wtrąceń ze wskaźnikami H_p , Z_p i S_p (równania (3-11)).

W celu stwierdzenia możliwości przewidywania za pomocą ATD przyszłej tendencji odlewów do pęknięć badano statystyczny związek parametrów ATD ze wskaźnikami skłonności staliwa do pęknięć (równania (12-16)).

3. Analiza wyników

3.1. Czynniki procesu metalurgicznego z okresu roztopienia i utleniania powodujące wzrost skłonności staliwa do pęknięć

Dla określonych w tytule rozdziału 3.1. faz wytopu można przedstawić następujące związki statystyczne:

$$H_p = 601,1 - 0,0431 \cdot Z\ddot{t} + 2,993 \cdot CaO_w + 277,7 \cdot C1 - 1,211 \cdot R1 + 116,6 \cdot C2 + 1,566 \cdot CaO_2 - 687,1 \cdot C3 - 486,4 \cdot Si3 - 8061 \cdot S3 \quad [mm], \quad (3)$$

$$Z_p = 2,553 - 0,000122 \cdot Z\ddot{t} + 1,057 \cdot C1 - 0,00796 \cdot t\ddot{t}z - 0,00305 \cdot R1 - 1,755 \cdot C3 + 0,761 \cdot Mn3 - 2 \cdot Si3 - 9,762 \cdot P3 \quad [mm^{-1}], \quad (4)$$

$$S_p = 54,97 - 0,14 \cdot R2 - 49,8 \cdot C2 - 0,19 \cdot CaO2 + 0,8 \cdot CaF_2 \quad [mm]. \quad (5)$$

Z równań (3-5) wynika, że wzrost skłonności staliwa do pęknięć (wzrost S_p oraz obniżenie H_p , Z_p) wywołują następujące czynniki:

- przekroczona normowa pojemność pieca (zbyt duża ilość złomu, $Z\ddot{t}$),
- mała ilość wapna we wsadzie (CaO_w),
- niska zawartość węgla i manganu we wsadzie,
- wysokie stężenie krzemu w złomie,
- długi okres topienia ($t\ddot{t}z$),
- duży dodatek rudy (R1) w pierwszej fazie utleniania (po próbie C1),
- mały dodatek rudy (R2) w drugiej fazie gotowania (przed próbą C2),
- niskie stężenie węgla w próbie C2,

- mały dodatek wapna (CaO₂) po drugiej zmianie żużla (po próbie C2),
- duży dodatek fluorytu (CaF₂) po drugiej zmianie żużla,
- duże stężenie węgla (C3), fosforu (P3), siarki (S3), krzemu (Si3) oraz małe stężenie manganu (Mn3) po zakończeniu okresu utleniania (po próbie C3).

3.2. Czynniki procesu metalurgicznego z okresu wykańczania wytopu staliwa powodujące wzrost skłonności odlewów do pęknięć

Z analizy równań (6-11) opracowanych dla tej fazy wytopu:

$$Z_p = 1,936 + 0,013 \cdot \text{FeSi} - 0,0019 \cdot \text{tSi} - 0,00636 \cdot \text{CaO}_5 - 0,00396 \cdot \text{tr} + 0,1 \cdot \text{CaSi} - 0,44 \cdot \text{Mn} - 18,1 \cdot \text{P} - 8,2 \cdot \text{S} - 0,0031 \cdot \bar{O} \quad [-\text{mm}^{-1}] \quad (6)$$

$$Z_p = 2,864 + 0,0364 \cdot \text{FeSi} - 0,0049 \cdot \text{tSi} - 0,0059 \cdot \text{CaO}_5 - 0,0667 \cdot \text{Al} + 0,057 \cdot \text{CaSi} - 0,573 \cdot \bar{V} - 0,055 \cdot \bar{D} - 0,397 \cdot \text{Mn} - 26,58 \cdot \text{P} - 0,0048 \cdot \bar{O} \quad [\text{mm}^{-1}] \quad (7)$$

$$H_p = 943,1 - 2,92 \cdot \text{CaO}_5 - 1,59 \cdot \text{tr} + 8,54 \cdot \text{CaSi} - 227,6 \cdot \text{Mn} - 4668,5 \cdot \text{P} - 9864 \cdot \text{S} - 1,109 \cdot \bar{O} + 0,843 \cdot \text{N} \quad [\text{mm}], \quad (8)$$

$$H_p = 519 - 4,697 \cdot \text{FeMn} - 1,52 \cdot \text{CaO}_5 - 15,8 \cdot \text{Al} + 8,942 \cdot \text{CaSi} + 19,6 \cdot \bar{H} \quad [\text{mm}], \quad (9)$$

$$S_p = -24,7 + 0,44 \cdot \text{CaO}_5 - 1,25 \cdot \text{CaSi} + 21,4 \cdot \text{Mn} + 1429 \cdot \text{S} - 0,139 \cdot \text{N} \quad [\text{mm}], \quad (10)$$

$$S_p = 24,76 + 1,18 \cdot \text{FeMn} + 0,25 \cdot \text{CaF}_2^3 - 0,207 \cdot \text{ka} + 0,31 \cdot \text{CaO}_5 + 0,214 \cdot \text{tw} + 2,11 \cdot \text{Al} + 0,938 \cdot \bar{D} \quad [\text{mm}], \quad (11)$$

gdzie: Mn, P, S [% wag.], O, N [10⁻⁴% wag.] - stężenia pierwiastków składu chemicznego (na gotowo);

\bar{V} [% obj.], \bar{D} [10⁻³ mm], \bar{H} [mm] - cechy stereologiczne wtrąceń niemetalowych (udział objętościowy, średnica WN oraz ich wzajemna odległość),

wynika, że czynnikami okresu wykańczania wytopu powodującymi wzrost tendencji odlewów do pęknięć (wzrost S_p , obniżenie H_p, Z_p) są:

- duży dodatek FeMn a mały żelazokrzemu (FeSi) przy odtlenianiu wstępnym,
- duży dodatek fluorytu (CaF₂) po odtlenianiu wstępnym,
- mały dodatek karburetytu (ka) w okresie wykańczania,
- zbyt późne uzupełnienie krzemu na gotowo (tSi),
- długi czas trwania okresu wykańczania (tr) i całego wytopu (tw),
- duży dodatek wapna przed spustem (CaO₅),
- duży dodatek aluminium (Al) i mały żelazowapniokrzemu (CaSi) do kadzi.

Staliwo o dużej skłonności do pęknięć cechuje się ponadto następującym składem chemicznym (na gotowo) oraz ilościową charakterystyką wtrąceń niemetalowych.

- duża zawartość manganu (Mn), fosforu (P), siarki (S), tlenu (O),
- mała zawartość krzemu (Si),

- duży udział objętościowy wtrąceń niemetalowych (\bar{V}),
- duża średnica wtrąceń (\bar{D}),
- mała odległość między wtrąceniami (\bar{H}).

3.3. Diagnozowanie o skłonności staliwa do pęknięć na podstawie analizy termicznej i deriwacyjnej

Związek parametrów ATD (wykonanej 5-10 minut przed spustem) ze wskaźnikami skłonności staliwa do pęknięć na gorąco ujmują równania (12-16):

$$H_p = 1173,7 - 0,691 \cdot TG + 0,369 \cdot SB + 0,482 \cdot SE - 33,38 \cdot KB - 60,81 \cdot KE + 1,251 \cdot ZG \quad [\text{mm}], \quad (12)$$

$$H_p = 922,6 - 0,526 \cdot TG - 40,93 \cdot KB - 66,11 \cdot KE + 50,58 \cdot KF \quad [\text{mm}], \quad (13)$$

$$S_p = 79,84 - 0,03766 \cdot TZ - 0,0711 \cdot SG + 7,012 \cdot KB + 13,54 \cdot KG + 4,513 \cdot DKG - 0,6537 \cdot ZG \quad [\text{mm}], \quad (14)$$

$$S_p = 272,47 - 0,0328 \cdot TZ - 0,1269 \cdot TC - 0,105 \cdot SG + 10,71 \cdot KG + 9,46 \cdot DKG - 0,698 \cdot ZG \quad [\text{mm}], \quad (15)$$

$$S_p = -63,51 + 0,0686 \cdot TG - 0,125 \cdot SB - 0,0686 \cdot SF + 6,322 \cdot KF + 6,359 \cdot KG - 0,596 \cdot ZG \quad [\text{mm}]. \quad (16)$$

Z analizy tych zależności wynika, że małą skłonność do pęknięć (malejąca wartość S_p i rosnąca H_p) wykazuje staliwo, które w czasie krystalizacji cechuje się małymi wartościami (bezwzględnymi) parametrów ATD: TG, KB, KE, KG, DKG oraz dużymi wartościami parametrów: TZ, TC, SB, SE, SF, SG, KF, ZG. Wykonany na podstawie tych spostrzeżeń wykres ATD (rys. 4), znamionujący staliwo o małej skłonności do pęknięć na gorąco, jest charakterystyczny dla stopu o wysokiej czystości [1-3]. Eksperymentalnym tego potwierdzeniem są fragmentaryczne badania związku niektórych parametrów punktu G wykresu ATD z czynnikami procesu technologicznego, zawartością S, O, P, udziałem wtrąceń oraz wzajemną odległością tych cząstek:

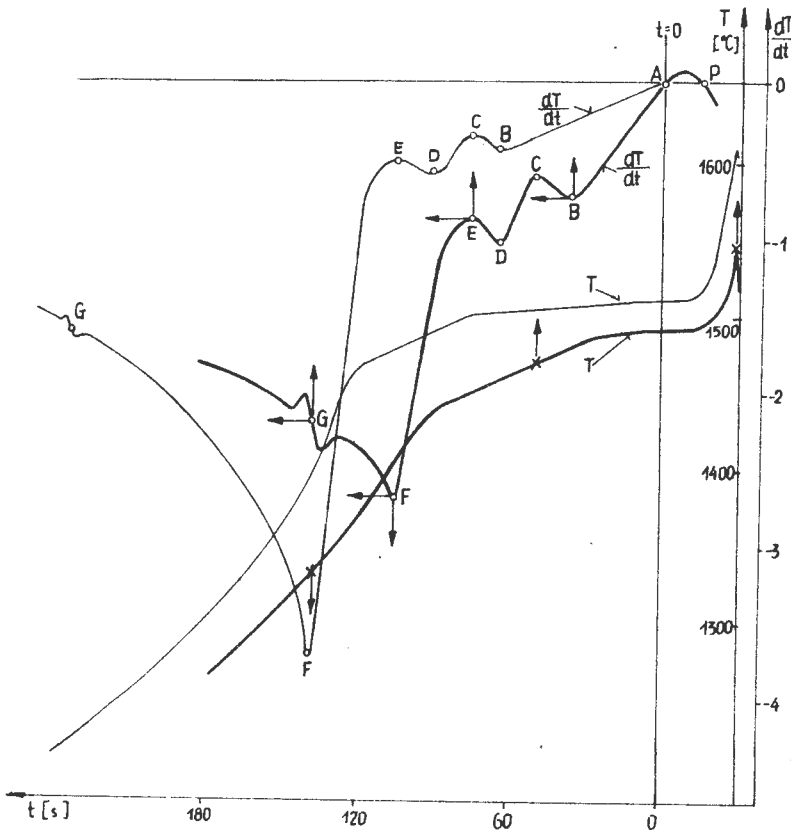
$$KG = 13,27 + 0,02085 \cdot \text{CaF}_2^3 - 0,02207 \cdot \text{CaSi} + 0,009725 \cdot \text{tr} - 0,007278 \cdot \text{Ts} + 0,369 \bar{V} \quad [\text{K/s}], \quad (17)$$

$$KG = 8,23 + 0,0189 \cdot \text{CaF}_2^3 - 0,01735 \cdot \text{CaSi} + 0,01142 \cdot \text{tr} - 0,00449 \cdot \text{Ts} + 0,432 \cdot \bar{V} + 6,332 \cdot P + 10,67 \cdot S \quad [\text{K/s}], \quad (18)$$

$$SG = 225,75 - 4,766 \cdot \text{FeMn} + 2,241 \cdot \text{ka} + 2,258 \cdot \text{CaSi} + 14,01 \cdot \text{Si} - 0,6 \cdot O + 1 \cdot \bar{H} \quad [\text{s}], \quad (19)$$

$$SG = 270,9 - 5,03 \cdot \text{FeMn} + 2,23 \cdot \text{ka} + 2,043 \cdot \text{CaSi} + 9,17 \cdot \text{Si} - 957,9 \cdot P - 360,2 \cdot S - 0,6076 \cdot O + 23,56 \cdot \bar{H} \quad [\text{s}]. \quad (20)$$

Testy statystyczne opracowanych równań (3-20) podano w tabeli 2.



Rys. 4. Wzrost odporności staliwa na pękanie (linia cienka - dla wartości skrajnych parametrów ATD, przy których maleje skłonność do pęknięć) w stosunku do średniej odporności (linia gruba - dla wartości średnich). Strzałki wskazują kierunek zmian parametrów ATD według równań (12-16)

Tabela 2. Testy statystyczne równań regresji liniowej

Numer równania	S	R	W	$\alpha/1.zm/1.ss$ F_{kr}
(3)	40,3	0,84	2,4	0,05/9/32 2,21
(4)	0,22	0,65	1,28	0,30/7/30 1,24
(5)	5,7	0,65	1,51	0,30/5/32 1,40
(6)	0,06	0,98	15,4	0,001/9/30 4,82
(7)	0,15	0,88	3,00	0,01/10/30 2,98
(8)	36,9	0,81	2,27	0,05/8/34 2,27

Numer równania	S	R	W	$\alpha/1.zm/1.ss$ F_{kr}
(9)	29,6	0,82	2,60	0,05/5/30 2,53
(10)	6,7	0,75	1,97	0,10/5/34 2,0
(11)	5,6	0,71	1,5	0,25/7/30 1,37
(12)	29,6	0,81	2,27	0,10/6/30 1,98
(13)	33,0	0,75	1,98	0,25/4/30 1,42
(14)	5,0	0,76	1,85	0,25/6/30 1,39
(15)	6,7	0,70	1,61	0,25/6/35 1,39
(16)	6,4	0,70	1,61	0,25/6/35 1,39
(17)	0,14	0,80	2,47	0,10/5/31 2,05
(18)	0,14	0,81	2,47	0,05/7/31 2,33
(19)	19,9	0,72	1,59	0,25/6/30 1,39
(20)	20,5	0,73	1,49	0,25/8/30 1,39

Odchylenie standardowe (S) zmiennych zależnych podane jest w jednostkach tych zmiennych.

R, W - współczynnik korelacji i test wiarygodności $W > F_{kr}$;

F_{kr} - krytyczny test Fishera określony dla danego poziomu istotności (α), liczby zmiennych (1.zm) oraz liczby stopni swobody (1.ss).

4. Dyskusja wyników i ogólne wytyczne

Przedstawiona w rozdziale 3 analiza wyników wskazuje, że duża skłonność staliwa do pęknięć odlewów podczas krzepnięcia jest w znacznej mierze wynikiem niskiej jakości metalurgicznej stopu. Duży stopień zanieczyszczenia staliwa wtrąceniami niemetalowymi i domieszkami jest w tym wypadku spowodowany niewłaściwym doбором wielu parametrów procesu wytwarzania stopu. W tabeli 1 zaznaczono gwiazdką wartości czynników procesu technologicznego (z badanego w pracy zakresu ich zmienności), do których należy dążyć w celu obniżenia skłonności staliwa do pęknięć. Efekt ten można osiągnąć przez:

- zwiększenie zasadowości żużla w okresie topienia oraz nieprzekraczanie normowej ilości złomu, przy jednoczesnym podwyższeniu zawartości węgla we wsadzie i skróceniu czasu roztopienia,

- zmniejszenie intensywności gotowania w początkowej fazie utleniania oraz wzrost tej intensywności (w stosunku do obecnie stosowanej) w pozostałej części tego procesu,

- zwiększenie zasadowości i zmniejszenie rzadkoplątności żużla po jego drugiej zmianie,

- podniesienie skuteczności osadowego odtleniania wstępnego przez zwiększenie dodatku żelazokrzemu i zmniejszenie ilości żelazomanganu,

- wytworzenie korzystniejszych warunków rafinacji dyfuzyjnej, pozwalające na wzrost intensywności rafinacji oraz skrócenie okresu wykarczania wytopu,

- wcześniejsze uzupełnianie krzemu na gotowo i ograniczenie dodatku wapna przed spustem,

- większe przegrzanie kąpeli przed spustem,

- zmniejszenie dodatku Al i zwiększenie ilości FeCaSi w kadzi.

Z analizy równań (12-16) wynika ponadto, że możliwe jest prognozowanie skłonności staliwa do pęknięć za pomocą metody ATD. W chwili stwierdzenia dużej skłonności do pęknięć możliwe są dwa rozwiązania:

- przeznaczyć staliwo na mniej odpowiedzialne odlewy bądź o takiej ich konstrukcji, która nie wyzwała tendencji do pęknięć,

- podjąć próbę zmniejszenia skłonności staliwa do pęknięć.

W tym ostatnim wypadku niezbędne są działania technologiczne wynikające z przedstawionych dla okresu wykarczania wytopu ogólnych wytycznych. Winny one zmierzać do poprawy czystości wytwarzanego stopu. Cel ten można osiągnąć również przez krótkotrwałe rafinowanie za pomocą wdmuchiwania aktywnych mieszanin proszkowych (CaSi-Mg-CaC_2) do ciekłego metalu w kadzi [4-8].

Wnioski

Przeprowadzone badania pozwalają na sformułowanie następujących wniosków:

1) Zbieżność ustaleń wynikających z zastosowania wskaźników S_p oraz H_p i Z_p jest świadectwem poprawności przyjętej metody oceny skłonności staliwa do pęknięć na gorąco.

2) Zgodność wyników uzyskanych metodą ATD z danymi literaturowymi wskazuje na możliwość zastosowania analizy termicznej i deriwacyjnej do prognozowania skłonności staliwa do pęknięć na gorąco; celowe wydaje się dążenie do dalszej poprawy parametrów statystycznych tych algorytmów oraz ich praktycznego zweryfikowania.

3) Przyczyną znacznej skłonności staliwa do pęknięć jest niewłaściwy dobór niektórych parametrów procesu technologicznego, prowadzący do niskiej jakości metalurgicznej stopu; przedstawione w pracy propozycje powinny zapewnić poprawę obecnego stanu wskutek zmniejszenia stopnia zanieczyszczenia staliwa wtrąceniami niemetalowymi i domieszkami.

Literatura

1. Ableidinger K., Strizik P., Giesserei Rundschau, 1973, 6, 59.
2. Ableidinger K., Strizik P., Giesserei Rundschau, 1976, 9, 96.
3. Ableidinger K., Strizik P., 42 International Giessereikongress, Lissabon, 1975, 3.
4. Knop K., Rommerswinkel H., Arch. Eisenhüt., 1974, 8, 493.
5. Forester et al., Stahl und Eisen, 1974, 14, 3.
6. Wendorf J., Technische Mitteilungen, 1977, 2, 84.
7. Cybo J., Jura S., Archiwum Hutnictwa, 1981, 1, 165.
8. Cybo J., Archiwum Hutnictwa, 1986, 4, 689.