ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ 1995

Seria: MECHANIKA z. 123 Nr kol. 1283

Jerzy CYBO, Stanisław JURA, Jerzy CHMIELA
Instytut Odlewnictwa, Politechnika Śląska
Instytut Problemów Techniki, Uniwersytet Śląski

# WPŁYW PROCESU METALURGICZNEGO NA DEKOHEZJĘ ODLEWU PODCZAS KRZEPNIĘCIA I EKSPLOATACJI

Streszczenie. Prace stanowią próbę określenia zależności przyczynowo-skutkowych między parametrami procesu stalowniczego a jakością odlewów, reprezentowaną przez wskaźniki odporności staliwa na pękanie. Jako wskaźniki przyjęto: w zakresie temperatur krzepnięcia wyniki próby Althof-Radtke; w temperaturach eksploatacji -parametry krzywej przejścia stopu w stan kruchy. Stwierdzając występowanie związku stochastycznego między oboma rodzajami wskaźników wykazano zarazem, że można wyodrębnić wspólną grupę czynników metalurgicznego stanu materiału kształtowanych w procesie stalowniczym, która - mimo zupełnie odmiennych mechanizmów pękania - determinuje zarówno proces pękania na gorąco, jak i dekohezję w zakresie temperatur 373K - 163K. Prace wskazują ponadto na możliwość określenia zastosowaną metodą bezpośredniego wpływu parametrów procesu metalurgicznego na jakość staliwa, w tym - na odporność na pękanie. Przedstawiona metoda analizy może być zatem pomocna przy korekcie procesu stalowniczego oraz opracowaniu programu komputerowego wspomagania prowadzenia wytopu.

# THE EFFECT OF METALLURGICAL PROCESS ON DECOHESION OF CASTING DURING SOLIDIFICATION AND OPERATION

Summary. The above mentioned papers arwe the trial to determine the causal -consequence relationship between steelmaking parameters and cast quality represented by cast-steel cracking resistance. The following coeoicients were assumed: within the range of solidification temperature - Althof-Radtke test result; within operation temperatures - the transition curve parameters of alloy to brittle condition. Discovering the existence of stochasting relationship between both types of coefficients it was proved at the same time, that one can seperate the co,on group of coefficients of metallurgical material condition formed during steelmaking. This group - despite of entirely different cracking mechanismus - determines both the hot crack process and the decohesion within the temperatures 373K - 163K. Additionally, the papers show the possibility of determine, by means of used methods, the direct influence of metallurgical process parameters on cast-steel quality - including the cracking resistace.

The analysis method presented may be helpful at steelmaking correction as well as at preparing the computer programme to assist the heat operation.

## DER EINFLUß DES METALLURGISCHEN PROZESSES AUF DIE KOHÄSIONSZERRÜTTUNG DES GUSSES WÄHREND DER ERSTARRUNG UND WÄHREND DES BETRIEBES

Zusammenfassung. Diese Arbeiten sind ein Versuch die Abhängigkeit von Ursache und Wirkung zwischen den Parametern des Stahlgussprozesses und der Gussqualität, vertreten durch den Richtwert der Rissfestigkeit des Gussstahls, zu bestimmen. Als Richtwert wurde angenommen: im Bereich der Erstarrungstemperatur: die Ergebnisse des Althof -Radtke-Versuchs; im Bereich der Betriebstemperatur - die Parameter der Legierungs-Übergangskurve in den spröden Zustand. Der Nachweis eines stochastischen Zusammenhanges zwischen den beiden Richtwertarten bezeugt zugleich, daß man eine gemeinsame Gruppe, der im Stahlerzeugungsprozess gebildeten metallurgischen Parametern absondern kann, die - ungeachtet der gänzlich verschiedenen Rissmechanismen, sowohl den Wärmerissprozess als auch die Kohäsionszerrüttung im Temperaturbereich 373K - 163K, determiniert. Die Arbeiten deuten ausserdem auf die Möglichkeit, den Einfluss der metallurgischen Prozessparameter auf die Stahlgussgüte, darin auf die Rissfestigkeit, mit dieser Methode direkt zu bestimmen. Die vorgestellte Untersuchungsmethode kann somit bei der Processkorrektur in der Stahlerzeugung und bei der Erstellung von Programmen für die komputerunterstützte Prozessführung der Schmelze, behilflich sein.

# Część I

## UWAGI O MECHANIZMIE PĘKNIĘĆ NA GORĄCO I DEKOHEZJI W TEMPERATURACH EKSPLOATACJI

W technologii metali duże znaczenie ma znajomość wpływu procesu metalurgicznego na skłonność stopu do pęknięć. Wynika to z faktu, iż proces stalowniczy kształtuje szereg czynników metalurgicznego stanu materiału, np. podstawowy skład chemiczny i zawartość mikrododatków, odgazowanie i zanieczyszczenie stopu, w tym także wtrąceniami niemetalicznymi, czy wielkość kryształów pierwotnych, a w konsekwencji - ziarna struktury. Związek wymienionych czynników z odpornością staliwa na pękanie omawia wiele pozycji literaturowych [1÷21]. Problematyka ta jest jednak złożona ze względu na zróżnicowany sposób oddziaływania omawianych czynników na skłonność do pęknięć przy krzepnięciu i w temperaturach eksploatacji odlewu. Związane jest to z zupełnie różnym mechanizmem pękania stopu w tych odmiennych warunkach.

Pęknięcia na gorąco są spowodowane naprężeniami utworzonymi w czasie krzepnięcia, kiedy powstająca faza stała ma małą zdolność do odkształceń i wytrzymałość. Naprężenia są wywołane w tym przypadku hamowaniem swobodnego skurczu oraz niejednakowymi gradientami temperatur odlewu. Udział obu składowych zależy od kształtu i wymiarów odlewu, rodzaju mas formierskich i podatności form odlewniczych, rodzaju wytapianych stopów i ich jakości metalurgicznej. Najbardziej narażone na powstawanie pęknięć są węzły cieplne. Międzykrystaliczne rozwarstwienia tworzą się na granicy dwu faz: stałej - podlegającej już początkom skurczu liniowego i ciekłej - będącej blisko solidusu. Powstanie pęknięć w tym miejscu jest najłatwiejsze, gdyż wymagany jest najmniejszy wkład energii, a ponadto - na skutek różnej sztywności ścianek - odkształcenie koncentruje się właśnie w

węźle [1,2]. Na skutek koncentracji naprężeń skurczowych (np. na nierównych powierzchniach dendrytów, ewentualnych pęcherzach i rzadziznach czy dużych wtrąceniach niemetalicznych) zostaje naruszona ciągłość "błonki", jaką tworzy ciekły metal na granicy kryształów [3+7]. W związku z tym krzepnący odlew uważa się z reguły za ciało stałe, które zawiera wewnętrzne mikroszczeliny wypełnione cieczą. Grubość tej ciekłej warstwy traktuje się jako długość zarodka pęknięć, która determinuje warunek zniszczenia odlewu podczas krzepnięcia [8÷15]:

$$W \geq \frac{\gamma_{sl}}{h} = \frac{\gamma_{sl}}{rl\sqrt{3}}, \tag{1}$$

gdzie:

$W$ - gęstość energii odkształcenia warstwy międzyziarnowej o grubości h, określona na podstawie panującego w odlewie stanu naprężeń, np. przy założeniu płaskiego stanu naprężeń wynosi ona [9]:

$$W = \frac{[(1+\nu)(\sigma_x^2 + \sigma_y^2 + 2\tau_{xy}^2) - \nu(\sigma_x + \sigma_y)^2]}{2E},$$

$\gamma_{sl}$ - energia międzyfazowa (indeksy: s - kryształ, l - ciecz),
l - udział fazy ciekłej w węźle cieplnym (nie większy od ok. 20 %),
r - promień ziarna (koła opisanego na sześciokącie).

Relacja (1) wskazuje zatem, że skłonność do pęknięć rośnie ze wzrostem wielkości ziarna, gdyż proporcjonalnie do jego promienia wzrasta grubość nie zakrzepłej warstwy międzyziarnowej. Na grubość tę wpływa równocześnie skład chemiczny stopu i skłonność jego składników do segregacji, a tym samym do tworzenia fazy o najniższej temperaturze topnienia. Dane literaturowe wskazują, że przede wszystkim siarka determinuje proces pęknięć, gdyż rozpuszczalność tego pierwiastka maleje pięciokrotnie przy obniżaniu temperatury od likwidusu do 990$^{o}$C. Proces ten wzmaga się jeszcze w obecności H, C, Si, Al, P, które podwyższają aktywność siarki [1,16,17]. Efekt ten można w pewnym stopniu ograniczyć przez związanie tego pierwiastka w wysokotopliwe wtrącenia siarczkowe. Wtedy o skłonności do pęknięć decyduje głównie fosfor. Jest to skutek dużej skłonności tego pierwiastka do segregacji międzydendrytycznej, zwłaszcza przy rosnącej zawartości węgla [1,16,17]. Najczęściej przyjmuje się, że pozostałe pierwiastki składu chemicznego oddziałują przede wszystkim przez wpływ na zachowanie się siarki i fosforu w staliwie.

W przypadku natomiast pęknięć odlewów staliwnych podczas ich eksploatacji mechanizm zniszczenia (ciągliwy lub łupliwy - kruchy) zależy zarówno od metalurgicznego stanu materiału, jak i od takich czynników, jak: temperatura, prędkość odkształcenia, stan naprężeń. Ogólnie należy stwierdzić, że dopóki naprężenie płynięcia potrzebne do odkształcenia plastycznego jest mniejsze od naprężenia koniecznego do rozprzestrzeniania się pęknięć, dopóty materiał zachowuje się jak ciągliwy. Obniżenie temperatury powoduje podwyższenie naprężenia płynięcia, gdyż wzrasta granica plastyczności zgodnie z koncepcją Halla-Petcha. Jest to wynikiem podwyższenia naprężenia Peierls-Nabarro i współczynnika blokowania ruchu dyslokacji. Zmniejszona tym sposobem ruchliwość dyslokacji nie pozwala zatem na relaksację naprężeń poprzez odkształcenie plastyczne. Podobny efekt wywołuje rosnąca prędkość odkształcenia oraz oddziaływanie atomów interstytucyjnych (głównie) i substytucyjnych, drobnodyspersyjnych wydzieleń i wtrąceń oraz rosnąca wielkość ziarna

struktury. Jest to konsekwencja hamowania ruchu dyslokacji (w wyniku tworzenia przez atomy domieszek atmosfer wzdłuż linii dyslokacji i uskoków w płaszczyźnie poślizgu), w tym także przez granice ziarn oraz inne przeszkody, np. wtrącenia. Prowadzi to do koncentracji naprężeń między innymi na skutek koalescencji dyslokacji w takim spiętrzeniu. Wartość tych naprężeń może przekroczyć w mikroobszarach wytrzymałość kohezyjną stopu. W konsekwencji zostają zainicjowane mikropęknięcia[1]. Ich długość przy danym poziomie naprężeń jest w decydującym stopniu determinowana wielkością ziarna. W sprzyjających warunkach, tzn. niemożliwości odkształcenia wywołanej wymienionymi przyczynami, długość tych mikropęknięć może być porównywalna z wymiarem szczeliny Griffitha[2], powodując tym samym samorzutny rozwój procesu dekohezji i utworzenie przełomu transkrystalicznego łupliwego. Warunek zniszczenia Griffitha - Orowana przyjmuje wtedy postać dla płaskiego stanu naprężeń:

$$\sigma_{kr} = \left[\frac{2E\gamma_{ef}}{(1-\nu^2)\pi c}\right]^{\frac{1}{2}}, \tag{2}$$

gdzie:

$\gamma_{ef}$ - efektywna energia powierzchniowa,

2c - długość mikroszczeliny Griffitha.

Bardziej przydatne w praktyce są jednak kryteria powstawania złomu kruchego, uwzględniające bezpośrednio wielkość ziarna (Cottrella, Smitha [18÷20]), a także warunki termiczne, jak ma to miejsce w koncepcji Petcha [20]. Pozwala to na określenie np. temperatury przejścia stopu w stan kruchy $T_k$:

$$T_k = \alpha^{-1}\left[\ln A - \ln\left(\frac{4qG\gamma_{ef}}{k^*} - k^*\right) - \ln d^{-\frac{1}{2}}\right], \tag{3}$$

gdzie:

α,A - stałe,

k* - stała charakteryzująca kohezję materiału,

q - współczynnik osiowości naprężeń,

d - wielkość ziarna.

Spośród propozycji empirycznych stosunkowo pełna, ujmująca wpływ czynników materiałowych i temperatury jest również relacja (4), opracowana przykładowo dla staliwa L20G, [21]:

$$K(T) = \frac{L}{1+exp\left[Z_f\left(\overline{ln\,d_f} - BT\right)\right]}, \tag{4}$$

---

[1] Efekt inicjowania mikropęknięć wzmaga dodatkowo w stopach technicznych obecność rodzimych mikrowad w postaci mikrorzadzizn, por czy wtrąceń niemetalicznych.

[2] W przypadku mniejszych mikropęknięć dekohezja jest poprzedzona okresem ich wzrostu i łączenia do rozmiarów wady krytycznej, zachodzącym w wyniku odkształcenia plastycznego i umocnienia odkształceniowego w niektórych mikroobszarach ciała.

gdzie:

K(T) - udarność w zakresie temperatur T =196-373 K,

L - maksymalna udarność staliwa w zakresie ciągliwym, którą można aproksymować alternatywnie: L=K (373K) lub:

$$L = 332{,}4 - 723{,}6C + 73{,}1Mn + 145{,}7(0{,}4 - Si) - 4049{,}1S + 34{,}1Z_w - 4{,}31\,\overline{d_f} - 0{,}26\,L_{Af},$$

C,Mn,Si,S - zawartość pierwiastków w staliwie,

$Z_w$ - zróżnicowanie wielkości wtrąceń niemetalicznych,

$\overline{d_f}$ - średnia wielkość ziarn ferrytu,

$L_{Af}$ - względna długość granic ziarn ferrytu,

$\overline{ln\,d_f}, Z_f$ - parametry funkcji (logistycznej), którą aproksymowano rozkład wielkości ziarn ferrytu:

$\overline{ln\,d_f}$ - wartość średniej $X = ln\,d_f, Z_f$ - zróżnicowanie wielkości ziarn ferrytu,

B - stała, dla staliwa L20G równa 0,012.

Funkcja (4) pozwala na praktyczne określenie wpływu składników struktury i osnowy metalicznej na udarność w zakresie ciągliwym (licznik (4)), a zarazem ujmuje oddziaływanie ziarna ferrytu w całym zakresie temperatur przejścia staliwa ze stanu ciągliwego w stan kruchy (mianownik (4)).

Jak wynika z przedstawionych uwag, mimo diametralnie różnych mechanizmów pękania staliwa podczas krzepnięcia i w temperaturach eksploatacji, wspólnym elementem dla obu przypadków jest jakość metalurgiczna stopu. Nasuwające się w tej sytuacji pytania, to:

- czy istnieje bezpośredni związek ilościowy między skłonnością do pęknięć na gorąco i w temperaturach eksploatacji odlewu oraz, które z czynników metalurgicznego stanu materiału determinują równocześnie oba sposoby pęknięć?
- jaki jest bezpośredni wpływ parametrów procesu metalurgicznego na skłonność staliwa do pęknięć?

Próbę odpowiedzi na te pytania przedstawiono w kolejnych częściach pracy, zatytułowanych: "Czynniki metalurgicznego stanu materiału a skłonność staliwa do pęknięć w czasie krzepnięcia i w temperaturach eksploatacji" oraz "Ocena oddziaływania parametrów procesu stalowniczego na skłonność staliwa do pęknięć w czasie krzepnięcia i w temperaturach eksploatacji odlewu".

## LITERATURA


[1] Wiliams J., Singer A.: Journal of the Inst. of Metals, 96/1968/5.

[2] Telejko I.: Model tworzenia pęknięć na gorąco. Praca nauk.-bad. AGH-Pol.Śl. CPBP 02.09/89 - maszynopis.

[3] Pellini W. i inni: Trans.Amer.Foundrymen,s Soc. 1/1952/389.

[4] Patterson W., Giesserei.Techn.Wis.Bein. 12/1953/597.

[5] Nowikow J.: Goriaczełomkost' cwietnych mietałłow i spławow. „Nauka", Moskwa 1966.

[ 6] Trubicyn N.: Lit.Proizv. 4/1962/34.
[ 7] Batyszev A.: Usłowija obrazowanija goriaczich trieszczin w otliwkach. Inst. Stali i Spławow 1964.
[ 8] Parkitny R., Szczygiol N.: Krzepnięcie metali i stopów, 5/1980/99.
[ 9] Parkitny R., Szczygiol N.: Termomechanika krzepnięcia stopów metali w ujęciu makro- i mikroskopowym. Praca nauk.-bad. Pol. Częstochowska - Pol.Śl. CPBP 02.09/89 -maszynopis.
[10] Bonnet S., Bevries K., Wiliams M., Adhesive Fracture Mechanics Inst. Journ. of Fracture 10/1974/33.
[11] Anderson G.P., Devries K.L., Wiliams M.L.: Mixed Mode Streess Field Effect in Adhesive Fracture. Int.Journ of Fracture 10/1974/565.
[12] Devidge R.W., Green T.J.: The Strength of Two-Phase Ceramic Glass Materials. J. Materials Sci. 3/1968/629.
[13] Robertson M.W.: Propagation of a Crack Filled with Liquid Metal. Trans. Met. Soc. AIME 236/1966/1478.
[14] Gunduz M., Hunt J.D.: The Measurement of Solid-Liquid Surface Energies in the Al-Cu, Al-Si and Pb-Sn Systems. Acta mell. 35/1985/1651.
[15] Konstantinow Ł.C., Truchow A.P.: Naprjażenija, dieformacji i trieszcziny w otliwkach. „Maszinostrojenije", Moskwa 1981.
[16] Cornellisen M.C.: Ironmaking and Steelmaking 13/1986/204.
[17] Łuniew W.W., Awierin W.W.: Siera i fosfor w stali. „Mietałłurgija", Moskwa 1988.
[18] Cottrell A.H., Hahn G.T., Stroh A.N.: Conference of Fracture - Massachusetts 1959, J.Wiley - N.York 1959.
[19] Smith W. i inni: Mechanika, Moskwa Mr, 20/1982/121.
[20] Petch N.J., Heslop J.: Phil Mag. 1/1956/866.
[21] Cybo J.: Wpływ osnowy, struktury i zanieczyszczenia wtrąceniami na udarność staliwa
niskowęglowego. Praca nauk.-bad.U.Śl.CPBP 02.09/89 - maszynopis.

# Część II

## CZYNNIKI METALURGICZNEGO STANU MATERIAŁU A SKŁONNOŚĆ STALIWA DO PĘKNIĘĆ W CZASIE KRZEPNIĘCIA I W TEMPERATURACH EKSPLOATACJI

### 1. WSTĘP

Analiza przeprowadzona w części I niniejszego opracowania wskazuje na możliwość istotnego wpływu czynników metalurgicznego stanu materiału na skłonność staliwa do pęknięć. Obecnie zajmiemy się udokumentowaniem tych spostrzeżeń poprzez opracowanie odpowiednich związków ilościowych, oraz próbę określenia, które z czynników determinują równocześnie oba mechanizmy pęknięć, a także stwierdzenia, czy występuje bezpośredni związek ilościowy między skłonnością do pęknięć na gorąco i w temperaturach eksploatacji odlewu.

### 2. WSKAŹNIKI SKŁONNOŚCI STALIWA DO PĘKNIĘĆ

W pracy przyjęto wskaźniki z próby technologicznej Althof - Radtke jako charakterystykę ilościową skłonności do pęknięć na gorąco. W próbie A-R skłonność ta zostaje wyzwolona przez mechaniczne hamowanie skurczu odlewniczego prętami rozporowymi[3], rys.1. Opisując zmianę długości pęknięć w funkcji długości ramion tego odlewu formułą (1), rys.2a:

$$P_i = \frac{U_p}{1+\exp[Z_p(H_p - H_i)]} \quad [mm] \tag{1}$$

gdzie:

$U_p$(= 17 mm - const.) - maksymalna długość ewentualnego pęknięcia przez całe naroże ramienia odlewu A-R,

$Z_p$(= 0,04 $mm^{-1}$ - const.) - intensywność wzrostu długości pęknięć ze wzrostem długości ramion,

$H_p$(mm) - długość ramienia, przy której występuje pęknięcie do połowy jego grubości,

$H_i$(mm) - długość ramion odlewu A-R,

---

[3] Wobec faktu, iż technologia formy i odlewu była ustalona, zastosowana metodyka pozwala na ocenę wpływu czynników metalurgicznego stanu materiału i odpowiedzialnych za ten stan parametrów procesu stalowniczego.

za wskaźniki odporności staliwa na pęknięcia w czasie krystalizacji uznano w tym przypadku długość ramienia $H_p$ oraz sumę długości pęknięć $S_p$ w odlewie A-R. Oczywiście, im mniejsza wartość $S_p$ a większa $H_p$, tym większą odpornością na pęknięcia cechuje się staliwo[4], rys.2a.

W drugiej grupie wskaźników jakości staliwa przyjęto parametry funkcji (2) opisującej krzywą przejścia staliwa z zakresu ciągliwego w stan kruchy w zakresie temperatur 373-196 K, rys.2b:

$$K(T) = \frac{L}{1 + \exp\left[I\left(T_m - T\right)\right]}, \quad [J / cm^2] \tag{2}$$

przy czym parametry te wyrażają:

$L(J/cm^2)$ - maksymalną udarność staliwa w zakresie ciągliwym,

$I(K^{-1})$ - intensywność przejścia staliwa ze stanu ciągliwego w kruchy,

$T_m(K)$ - temperaturę przejścia (medialną).

Im mniejsze wartości parametrów I, $T_m$ a większe L, tym wyższą odpornością na kruche pękanie posiada staliwo, rys.2.

## 3. ILOŚCIOWY ZWIĄZEK SKŁONNOŚCI STALIWA DO PĘKNIĘĆ Z CZYNNIKAMI METALURGICZNEGO STANU MATERIAŁU

Stosując liniowy model regresji, wskaźniki skłonności staliwa L20G do pęknięć na gorąco wyrażono równaniami (3,4)[5]:

- sumaryczna długość pęknięć $S_p$ w odlewie A-R

$$S_p=10{,}2-15{,}1Mn-21{,}2\,(0{,}4-Si)+271P+0{,}07\,N_{Aw}+1{,}7\,\overline{d_f}, \tag{3}$$

- długość ramienia $H_p$ z pęknięciem do połowy grubości

$$H_p=170+211Mn+370\,(0{,}4-Si)-795{,}3S-26{,}5\,\overline{d_f} \tag{4}$$

---

[4] Badania dotyczą 50 wytopów staliwa L20G, prowadzonych (w piecu łukowym 6 Mg) z pełnym okresem utleniającym, wstępnym odtlenianiem za pomocą 1,5 kg FeAl/Mg i 6 kg FeMnSi/Mg oraz rafinacją pod żużlem białym i ostatecznym odtlenieniem przy użyciu 1-1,2 kg Al/Mg i 2 kg CaSi/Mg. Próba Althof - Radtke była wykonywana w połowie okresu rozlewania, równocześnie z odlewem standardowej próby do badań mechanicznych staliwa. Materiał na próbki udarnościowe podlegał normalizowaniu.

[5] Dla zachowania właściwej wiarygodności wnioskowania rozważano tylko te związki, które wykazywały: współczynnik korelacji ≥0,9 poziom ufności ≥0,95, a poszczególne zmienne niezależne oddziaływały w sposób istotny na badaną wielkość, którą można przyjąć z ufnością ≥0,95.

W odniesieniu do grupy wskaźników reprezentujących odporność staliwa na pękanie w temperaturach eksploatacji odlewu uzyskano relacje (5-7):
- maksymalna udarność w zakresie ciągliwym L

$$L = 332{,}4 - 723{,}6C + 73{,}1Mn + 145{,}7\,(0{,}4 - Si) - 4049{,}1S + 34{,}1\,Z_w - 4{,}31\,\overline{d_f} - 0{,}262\,L_{Af} \quad (5)$$

- intensywność przejścia staliwa w stan kruchy I

$$I = -0{,}04 - 0{,}0382\,(0{,}4 - Si) + 0{,}431S + 0{,}823N_2 + 2{,}43\,10^{-3}\,\overline{d_f} + 8{,}96\,10^{-5}\,L_{Af} \quad (6)$$

- temperatura przejściowa $T_m$

$$T_m = 114{,}6 - 54{,}3Mn + 866{,}4P - 88{,}9Ni - 124{,}1Al_m + 3{,}46\,10^{-4}NV_w + 24{,}6Z_f + 1{,}83\,\overline{d_f} + 2{,}43V_p \quad (7)^{6)}$$

Jednocześnie stwierdzono, że pomiędzy skłonnością staliwa L20G do pęknięć na gorąco i w niskich temperaturach eksploatacji zachodzi liczbowy związek:

$$K(163\ K) = 15{,}36 + 38{,}67\ \exp\ (-S_p) \quad (8)$$

Wskazuje on jednoznacznie, że im mniejszą skłonnością do pęknięć w zakresie temperatur krzepnięcia charakteryzuje się staliwo, tym większą odpornością na pękanie w niskich temperaturach eksploatacji będzie dysponował ten stop.

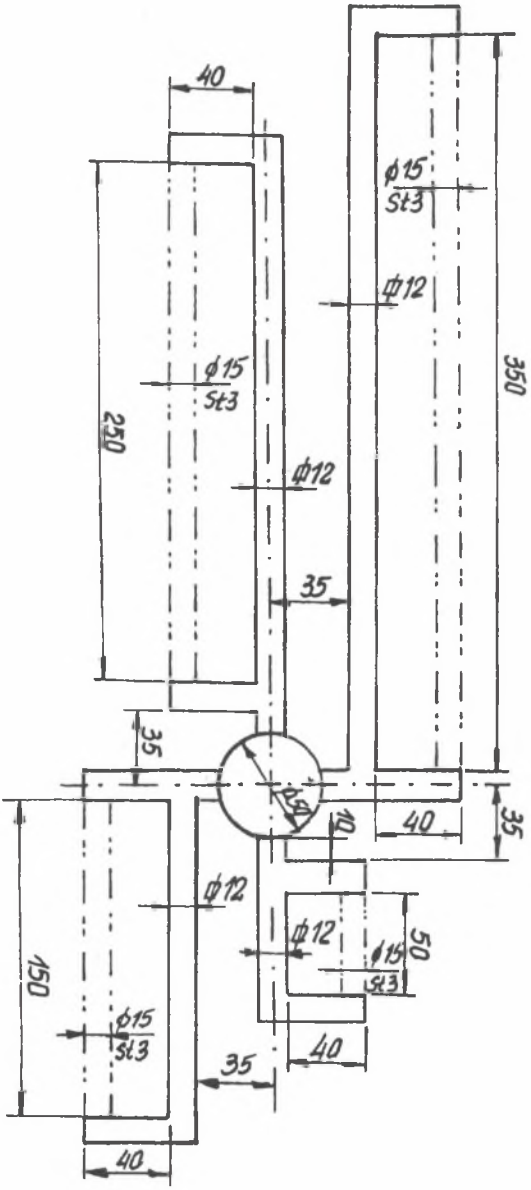
## 4. PODSUMOWANIE

Analiza równań (3-8) wskazuje, że w obu grupach wskaźników zawarte są w większości te same czynniki wpływające na proces pękania, aczkolwiek mechanizmy dekohezji są tutaj zupełnie odmienne. Zaliczyć do nich należy zarówno podstawowy skład chemiczny, zanieczyszczenie stopu - w tym także wtrąceniami niemetalicznymi - oraz wielkość ziarn, która w przypadku pęknięć na gorąco jest pewnym synonimem wielkości kryształów pierwotnych (przy uwzględnieniu problemu dziedziczności).

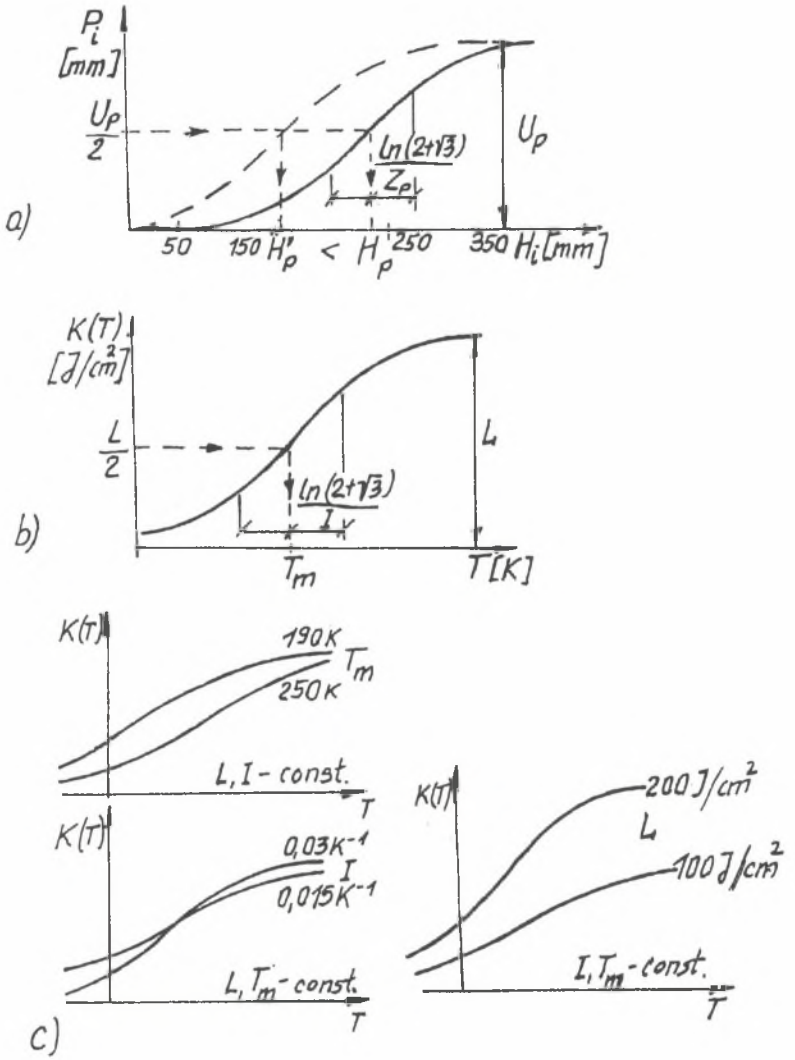
Kierunek oddziaływania tych czynników, określony przez znaki ± przy współczynnikach regresji, jest zgodny z danymi literaturowymi. Spostrzeżenia powyższe potwierdza również relacja (8), wskazując na ścisły związek ilościowy między skłonnością staliwa do pęknięć przy krzepnięciu i w niskich temperaturach eksploatacji. Fakty te świadczą, że czynniki metalurgicznego stanu materiału determinują w bardzo istotnym stopniu - aczkolwiek według różnych mechanizmów - proces pęknięć staliwa. Ponieważ są one kształtowane w trakcie procesu metalurgicznego, istotna pozostaje kwestia, które z parametrów procesu stalowniczego rzutują bezpośrednio na skłonność staliwa do pęknięć i jakie są - w związku z tym - możliwości kształtowania odporności stopu na pękanie w trakcie wytopu. Zagadnienie to omawia część III niniejszego opracowania.

---

6) Oznaczenia: C,Mn,Si,P,S,Ni,$N_2$,$Al_m$(%) - skład chemiczny staliwa, $\overline{d_f}$(μm) - średnia średnica ziarn ferrytu, $L_{Af}$ (mm/mm$^2$) - względna długość granic ziarn ferrytu, $Z_f$(μm$^{-1}$) - zróżnicowanie wielkości ziarn, $Z_w$(μm$^{-1}$) - zróżnicowanie wielkości wtrąceń niemetalicznych, $N_{Aw}$($N_{Vw}$) - liczba wtrąceń na powierzchni 1 mm$^2$ (w objętości 1 mm$^3$), $V_p$(% obj.) - udział perlitu.




Rys.1. Model odlewu Althof - Radtke (ϕ 15/St3 - pręty rozporowe)
Fig. 1. The pattern of Althof-Radtke casting (ϕ 15/St3 - struts)




Rys.2. Zmiana długości pęknięć odlewu A-R w funkcji długości ramion - a); krzywa przejścia staliwa z zakresu ciągliwego w stan kruchy - b); zmiana udarności K(T) dla różnej wartości parametrów - c)

Fig.2. A cange in the fracture lenght of A-R casting versus arm length -a); a curve of cast steel transition from ductile range to brittle fracture -b); a change in impact strength K(T) for the different value of parameters -c)

# Część III

## OCENA ODDZIAŁYWANIA PARAMETRÓW PROCESU STALOWNICZEGO NA SKŁONNOŚĆ STALIWA DO PĘKNIĘĆ W CZASIE KRZEPNIĘCIA I W TEMPERATURACH EKSPLOATACJI ODLEWU

### 1. WPROWADZENIE

Wpływ czynników metalurgicznego stanu materiału na skłonność staliwa do pęknięć znajduje potwierdzenie w licznych dotychczasowych badaniach. Ilościowe związki w tym zakresie przedstawia między innymi poprzednia część opracowania. Czynniki te są kształtowane w czasie procesu metalurgicznego. W literaturze przedmiotowej praktycznie nie spotyka się jednak bezpośredniej oceny ilościowej wpływu parametrów tego procesu na wymienione czynniki ani na właściwości stopu, w tym na skłonność do pęknięć. Jest oczywiste, że ustalenia liczbowe takiej analizy nie mogą być traktowane jako uniwersalne i rozszerzone na dowolny proces metalurgiczny. Niemniej, mogą być wykorzystane do konfrontacji wyników z ogólnymi zasadami prowadzenia wytopu, zmierzającymi do zapewnienia właściwej jakości stopu, zaś w odniesieniu do badanego przypadku mogą służyć do dokonania ścisłych ustaleń dla poprawy odporności na pękanie. Stąd też celem niniejszej pracy jest przedstawienie metody ilościowego ujęcia wpływu parametrów procesu stalowniczego na słkonność staliwa (L20G) do pęknięć na gorąco i w temperaturach eksploatacji odlewu.

### 2. USTALENIA WSTĘPNE

Jako wskaźnik skłonności staliwa do pęknięć na gorąco przyjęto sumę długości pęknięć $S_p$ w odlewie Althof-Radtke i długość ramienia $H_p$ , przy której pęknięcie wynosi połowę grubości tego ramienia. Natomiast jako liczbową charakterystykę odporności staliwa na pękanie w temperaturach eksploatacji przyjęto parametry funkcji opisującej krzywą przejścia stopu z zakresu ciągliwego w stan kruchy: L - maksymalna udarność w zakresie ciągliwym, I - intensywność przejścia w stan kruchy, $T_m$ - temperatura przejścia w stan kruchy, rys.1 (patrz praca wymieniona w rozdz. 1).

Określenie ilościowego związku tych wskaźników z parametrami metalurgicznymi wymaga jednocześnie dokładnego skwantyfikowania całego procesu stalowniczego, poczynając od masy wsadu, wszelkich dodatków i chwili ich wprowadzenia, czasu trwania poszczególnych okresów wytopu, analiz śródwytopowych, aż po temperaturę spustu i czas wytrzymania metalu oraz dodatki w kadzi.

W omawianym przypadku analizowany proces był prowadzony w piecu łukowym 6 Mg, z pełnym okresem utleniającym, wstępnym odtlenianiem za pomocą 1,5 kg FeAl/Mg i 6 kg FeSiMn/Mg oraz rafinacją pod żużlem białym i ostatecznym odtlenieniem przy użyciu 1 - 1,2 kg Al/Mg i 2 kg CaSi/Mg.

Ponieważ analiza merytoryczna oparta jest w tym przypadku na opracowaniu statystycznym, podkreślić należy, że dla zachowania właściwej wiarygodności wnioskowania rozważa się tylko te związki, które wykazują współczynnik korelacji nie mniejszy niż 0,9 i poziom ufności nie mniejszy niż 0,95, a zarazem istotność oddziaływania poszczególnych zmiennych objaśniających (parametrów procesu) można przyjąć z ufnością większą niż 0,95.

## 3. USTALENIA ILOŚCIOWE I ANALIZA MERYTORYCZNA

Ponieważ celem pracy jest prezentacja metody a nie pełna analiza przyczynowo-skutkowa (gdyż badania dotyczą jednego tylko procesu wytapiania staliwa (L20G), dlatego w opracowaniu podaje się jedynie przykładowe związki ilościowe skłonności staliwa do pęknięć z parametrami procesu metalurgicznego.

### Okres roztapiania i utleniania

- długość ramienia $H_p$ z pęknięciem do połowy grubości, (mm)

$$H_p=231,5+0,033W+226,1Cd+7,9Ca01-36,6CaF_21+11,9tg1-678,3C3-5417Si-6615S3 \quad (1)$$

- suma długości pęknięć $S_p$ w odlewie A-R, (mm)

$$S_p=23-2,07 * 10^{-3}W-0,45Ca01-0,59tg1+291,2Si3+376,9S3 \quad (2)$$

- maksymalna udarność L staliwa w zakresie ciągliwym, (J/cm$^2$)

$$L = 209,2+0,94Ca01+0,55Ca03-88,8Mn3-770,3Si3-1075,9S3 \quad (3)$$

- intensywność I przejścia w stan kruchy, (K$^{-1}$)

$$I =3,16\ 10^{-2}-1,52 *10^{-6}W+7,35 *10^{-2}S0+3,6 *10^{-4}td-3,38 *10^{-2}Cd - 3,15 *10^{-4}Ca01-2,18 *10^{-4}tg1+0,23Si3+0,18S3 \quad (4)$$

- temperatura $T_m$ przejścia w stan kruchy, (K)

$$T_m =280,8-7,95 *10^{-3}W-0,87Ca01+993,2Si3. \quad (5)$$

**Okres wykańczania wytopu**

$$H_p = 598,5+6,2FeMn4+61,9Ka-25,1(FeSi5,6)-15,3(FeMn5,6) - 20,3ts-21,9FeMn7 \quad (6)$$

$$S_p = -12,6-2,5FeA14-0,92FeMn4-12,3ka+1,7(FeSi5,6)+0,15tr2+25,6Al_m/Al_c \quad (7)$$

$$L = 306,9-32,7tde-2527,4S5+12,3CaSi\ 7-501,6C7 \quad (8)$$

$$I = -1,3 *10^{-2}+7,1 *10^{-3}ka-1,17 *10^{-3}(FeSi5,6)+1,83 *10^{-2}tde +0,3S5+8 *10^{-5}tr2+1,66 *10^{-2}Al_m/Al_c+1,28 *10^{-4}N_2 \quad (9)$$

$$T_m = 177,8-3,15FeAl4+208,8C4-18,7Mn4+1457P4-0,073tSi+0,35\ tr2. \quad (10)$$

Analiza równań (1)-(10) wskazuje, że wiele czynników procesu metalurgicznego kształtuje równocześnie obie grupy wskaźników jakości staliwa, tzn. określonych zarówno dla zakresu temperatur krzepnięcia, jak i dla temperatur eksploatacji odlewu. Wzrost skłonności staliwa do pęknięć w wymienionych warunkach wywołują między innymi następujące parametry procesu stalowniczego w okresie roztapiania i utleniania:

- niewykorzystana normowa pojemność pieca (W),
- duża zawartość siarki i krzemu (S0,3; Si0,3) we wsadzie, natomiast mała zawartość węgla w złomie (C0) i konieczność dowęglania kąpieli,
- uzyskanie zbyt małej zawartości węgla po zabiegu dowęglania (Cd) lub nadmiernie długi czas tej operacji (td),
- za małe dodatki wapna (Ca01,3) a duże fluorytu ($CaF_2$1,3) przy wytwarzaniu żużla utleniającego,
- krótki czas gotowania w pierwszej fazie utleniania (tg1) oraz małe dodatki rudy (Ri) lub ich brak w kolejnych fazach tego okresu,
- wprowadzanie w niektórych przypadkach ostatniej porcji rudy zbyt krótko przed odtlenianiem wstępnym.

Natomiast w okresie wykańczania można przykładowo wymienić parametry:

- brak lub zbyt mały dodatek żelazoaluminium (FeAl4) a czasem krzemomanganu (FeSiMn4) przy odtlenianiu wstępnym,
- mała ilość karburytu (ka) przy wytwarzaniu żużla redukcyjnego,
- niska temperatura kąpieli w okresie rafinacji (Tr) i krótki czas jej pierwszej, głównej fazy (tr1), natomiast zbyt długi fazy końcowej (tr2),
- zbyt wczesne uzupełnianie krzemu (tSi), powodujące konieczność ponownej regulacji składu (Si5-7),
- wprowadzanie dodatkowych porcji żelazomanganu lub żelazokrzemu (FeSi5-7, FeMn5-7) tuż przed spustm bądź w kadzi,
- długo trwający spust (ts) i niska temperatura stali w kadzi (Ts),

- zbyt duży dodatek aluminium przy spuście (A17), mały lub brak wapniokrzemu (CaSi7)[7].

Analizując wszystkie (a nie tylko przytoczone przykładowo) równania dokonuje się na tej podstawie określenia kierunku oddziaływania kolejnych parametrów procesu na jakość sta-liwa. W konsekwencji opracowuje się odpowiednie ilościowe zalecenia technologiczne do pro-wadzenia wytopu; w artykule są one pominięte ze względu na niecelowość dokonywania takiej analizy w tym miejscu, gdyż nie jest możliwe odniesienie jej ustaleń do dowolnego procesu.

Generalnie rzecz biorąc należy natomiast stwierdzić, że większość z wymienionych przyczyn leży po stronie samowolnych "usprawnień" wprowadzanych przez obsługę pieca w stosunku do obowiązującej instrukcji technologicznej. Te odstępstwa powodują, że:

- okres świeżenia nie jest prowadzony pod wysokozasadowym i żelazistym żużlem utleniającym oraz przy zachowaniu dużej intensywności gotowania, czego konsekwencją jest uzyskanie wyższych zawartości fosforu i zagazowanie kąpieli;
- w okresie odtleniania wstępnego nie dąży się do wytwarzania ciekłych wtrąceń o dużej zdolności do koalescencji i wypływania na skutek niestosowania odtleniaczy kompleksowych bądź zaniechania jednego z dodatków: żelazoaluminium lub krzemomanganu;
- w okresie rafinacji występuje mniejsza sprawność odsiarczania na skutek obniżonej temperatury kąpieli i skróconego czasu rafinacji bądź niewłaściwego odtleniania żużla;
- w wyniku dodatkowego uzupełniania składu - prowadzonego nawet w kadzi - powstają nowe, wysokotopliwe wtrącenia niemetaliczne;
- nie zabezpiecza się w kadzi warunków do właściwego przebiegu ostatecznego odtleniania, modyfikowania wtrąceń i ich wypływania na skutek niewprowadzania wapniokrzemu, zbyt niskiej temperatury spustu, mało energicznego jego przebiegu i skróconego czasu wytrzymania metalu przed zalaniem form.

## 4. PODSUMOWANIE

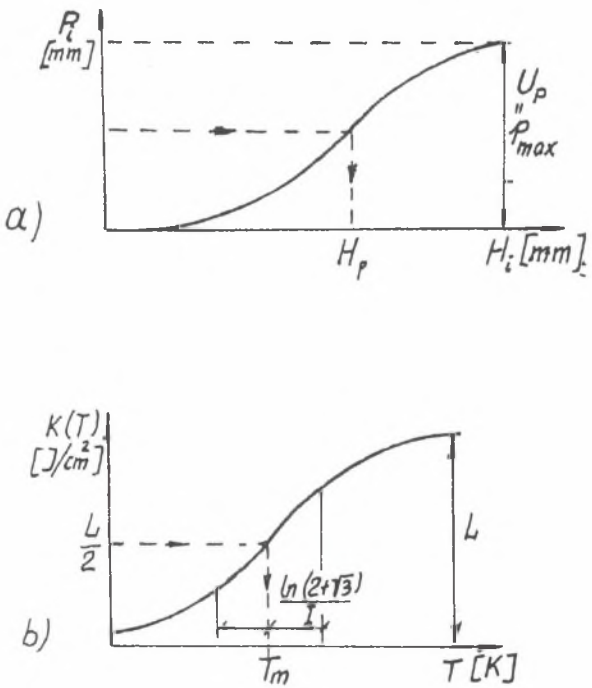
Omówiona metoda analizy procesu metalurgicznego potwierdza założenie, iż możliwa jest bezpośrednia ocena wpływu parametrów procesu stalowniczego na jakość staliwa. Parametry te w bardzo istotnym stopniu kształtują zarówno słkonność stopu do pęknięć na gorąco, jak i w temperaturach eksploatacji. W większości determinują one obie grupy

---

[7] Nie wymienione w tekście oznaczenia: tde-czas dowęglania kąpieli metalowej w okresie wykańczania; C4,Mn3,4,P4,S5-zawartość pierwiastków w kolejnych fazach wytopu; $N_2$,$Al_c$,$Al_m$-zawartość azotu i aluminium (całkowita i w postaci metalicznej) w odlewie.

wskaźników jakości stopu równocześnie. Oddziaływanie procesu stalowniczego należy wiązać w tym przypadku z kształtowaniem czynników metalurgicznego stanu materiału, które są w bezpośredni sposób odpowiedzialne za mechanizm zniszczenia odlewu (przy ustalonych pozostałych warunkach).

Na tej podstawie należy wnioskować o uznanie przedstawionej metody jako skutecznego narzędzia analizy przyczynowo-skutkowej w zakresie kształtowania odporności staliwa na pęknięcia. Może ona być z powodzeniem wykorzystana do opracowania korekty procesu stalowniczego, prowadząc tym samym do znacznej poprawy jakości wytwarzania stopów. Możliwe jest także opracowanie na tej podstawie programu komputerowego wspomagania prowadzenia procesu metalurgicznego.




Rys.1. Parametry funkcji opisującej słkonność do pęknięć na gorąco - a) i w temperaturach eksploatacji odlewu - b)

Fig.1. Parameters of function illustrating hot crack sesitivity -a) and at temperatures of casting operation -b)

**Abstract**

The agents of metallurgical state of material, e.g. chemical composition, microadditives, degree of degassing and inclusions contamination, size of crystals being formed, are predominantly shaped during manufacturing process. Thus they determine the quality of produced cast steel. For both useful and cognitive reasons it is essential to establish the cause and effect relationships between the parameters of steel making process and the coefficients of alloy quality. For above-mentioned reasons two objects of the study have been accepted: indication that there exists a group of agents of material metallurgical state which determines both steel casting decohesion within the solidification ranges and at temperatures of casting operation though these are quite different cracking conditions; - documentary evidence of potentiality for direct estimation of influencying the parameters of steelmaking process on the alloy quality coefficients.

In this study, two groups of coefficients were considered: in solidification range - a sum of lenght of fractures on Althof-Radtke technological casting and a lenght of arm of above-mentioned casting, at which the fracture equals to half the wall thickness; within the operating temperature range - parameters for curve of cast of steel ductility the transition /maximum impact strenght within ductlite range, intensity and the ductile range to brittle fracture transition temperature/.

A method of statistical analysis was used to establish quantitative relations between the mentioned coefficients and the metallurgical process. For this purpose, the whole process was quantified - starting with charge material, all additions and the moment of their aintroduction, duration of particular heat times, in-process ladle analyses up to tapping temperature, metal holding time and ladle additions. Investigations were made on L2OG cast steel smelted in a 6 Mg arc furnace.

The results of analysis confirm that process parameters considered greatly affect both the steel susceptibility to hot crack and within the temperature range of -196°C - 100°C. In most cases both groups of alloy quality coefficients determine simultaneously. The influence of steelmaking process should be interpreted as a result of shaping the agents of metallurgical state of material. In addition, it can be noted that the presented method of analysis can be used for working out a correction of examined steelmaking process, and consequently - to improve the quality of produced alloy. It also permits elaboration of quidelines for construction of computer-aided program to run metalurgical process.

Recenzent: Prof. dr hab. inż A. Maciejny

Wpłynęło do Redakcji w lipcu 1994 r.