ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ 1979

Seria: HUTNICTWO z. 19 Nr kol. 607

Stanisław JURA, Jerzy CYBO

Instytut Odlewnictwa
Politechnika Śląska

WŁASNOŚCI STALIWA WYTAPIANEGO. Z ZASTOSOWANIEM WDMUCHIWANIA PROSZKÓW DO KĄPIELI METALOWEJ

Streszczenie. Przedstawione w pracy badania wykazały, że dla staliw pracujących w temperaturze 213K udział wtrąceń powinien być niższy od 0,2% objętości. Tę zawartość wtrąceń można uzyskać przez zastosowanie wdmuchiwania proszku wapniowo-magnezowego do ciekłej stali w kadzi, przy czym stal ta powinna być dobrze odtleniona w procesie wytapiania. Taki przebieg procesu pozwala na uzyskanie staliwa o udarności 6 daJ/cm^2 i zapasu plastyczności a_p = 10%, a temperatura krytyczna dla KM = 2,5 daJ/cm^2 jest mniejsza od 193K.

1. WSTĘP

Celem niniejszej pracy - realizowanej w ramach Międzyresortowego Problemu Badań Podstawowych w Instytucie Odlewnictwa Politechniki Śląskiej - było opracowanie niskowęglowego staliwa konstrukcyjnego, które przy zagwarantowaniu podwyższonych parametrów wytrzymałościowych dysponowałoby zarazem poprawnymi własnościami w temperaturze obniżonej do 213K (-60°C). Zagadnienie to nabiera szczególnie istotnego znaczenia między innymi dla łanych elementów taboru kolejowego, podlegającego działaniu gradientu temperatur od 213K do 313K a tym samym narażonego na zwiększone prawdopodobieństwo wystąpienia procesu dekohezji.

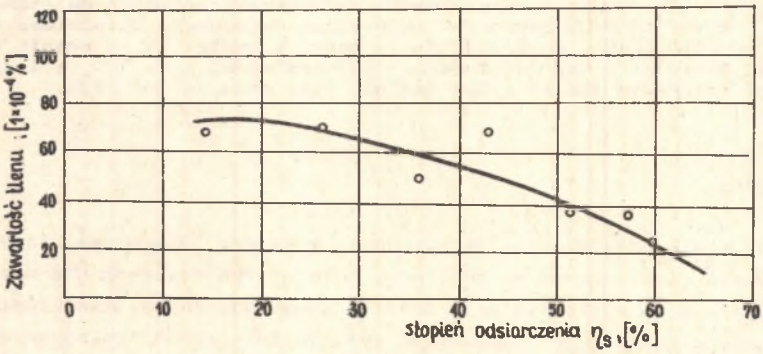
Z punktu widzenia wytwórcy nowych gatunków stali niezwykle istotna jest kwestia doboru odpowiednich technologii wytwarzania jak i składu tworzywa, które poprzez oddziaływanie czynników takich jak: stopień odtlenienia i odgazowania, stężenie domieszek, mikrododatków i innych pierwiastków składu oraz zawartość perlitu, wielkość ziarna ferrytu, udział, wielkość, morfologia i rozłożenie wtrąceń w strukturze rzutują na zachowanie materiałów w warunkach sprzyjających kruchemu pękaniu.

Fakt, iż materiały pracujące w temperaturach obniżonych przy podwyższonej granicy plastyczności i dynamicznym obciążeniu wykazują dużą wrażliwość na działanie wszelkich koncentratów naprężeń, dyktuje zarazem konieczność podejmowania odpowiednich kroków w zakresie poprawy poziomu czystości staliw. Punkt wyjściowy do realizacji tych zamierzeń winny stanowić przede wszystkim warianty pozapiecowej obróbki tworzywa pozwalające

na równoczesne zwiększenie wydajności stalowni jak i ograniczenie zużycia materiałów żużlotwórczych i ogniotrwałych w procesie metalurgicznym.

2. OCENA EFEKTYWNOŚCI OBRÓBKI KĄPIELI STALIWNEJ PRZY POMOCY WDMUCHIWANIA PROSZKÓW

W badaniach laboratoryjnych problem intensyfikacji procesu odsiarczania, ograniczenia sumarycznego udziału wtrąceń, ich rozdrobnienia oraz zmiany morfologii i rozłożenia w strukturze postanowiono rozwiązać poprzez obróbkę wapniowo-magnezową kąpieli staliwnej. Wdmuchiwanie mieszanek proszkowych metodą zanurzonej lancy prowadzono przy użyciu argonu jako gazu nośnego. W badaniach stosowano instalację, której idea oparta jest o zasady transportu pneumatycznego systemu POLKO.

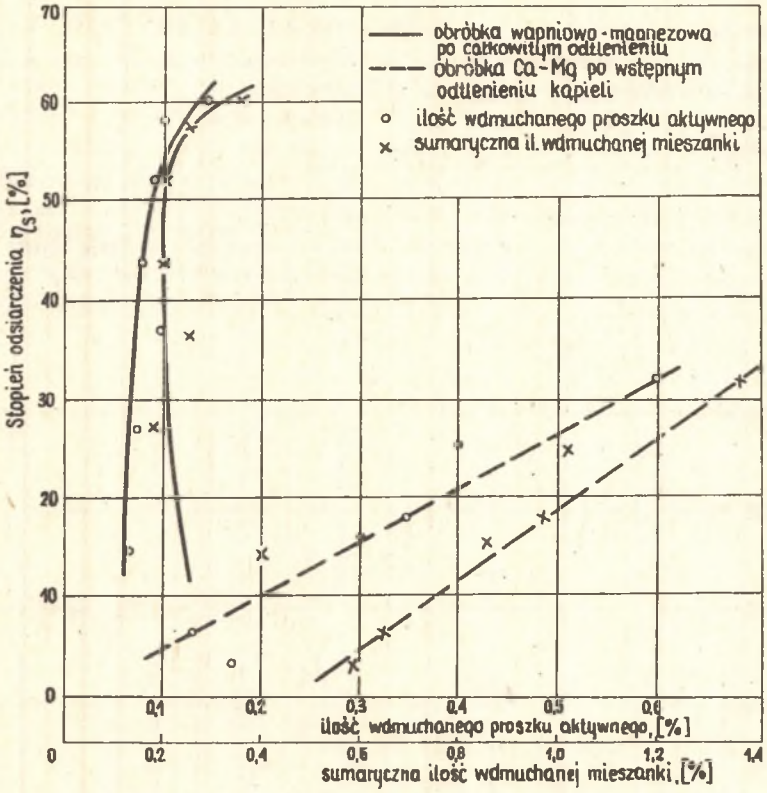


Rys. 1. Wpływ tlenu zawartego w kąpieli przed obróbką wapniowo-magnezową na efektywność odsiarczania

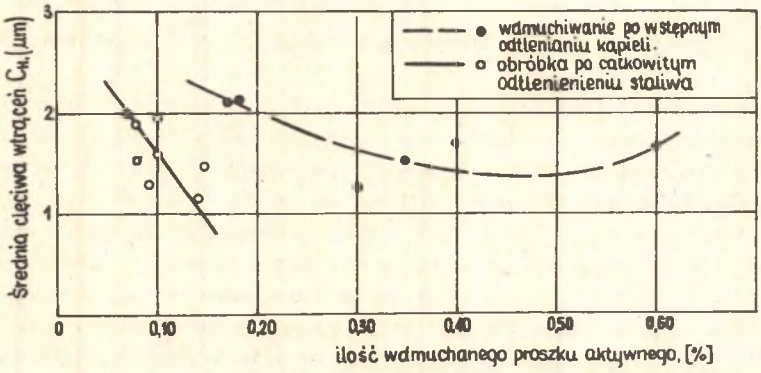
Jak wiadomo, efektywność odsiarczania jest w poważnej mierze funkcją stężenia tlenu w kąpieli metalowej. W badaniach stwierdzono, że wzrost udziału tego pierwiastka w chwili obróbki o 20 . 10^{-4}% powoduje obniżenie stopnia odsiarczania o ok. 10% (rys. 1).

Stosując wdmuchiwanie proszków przed końcowym odtlenieniem kąpieli osiąga się stopień odsiarczania nie przekraczający 35% nawet przy użyciu 14 kg proszku/Mg stali. W sytuacji, gdy proces proszkowy prowadzić po całkowitym odtlenieniu kąpieli, stopień odsiarczenia osiąga 60% a ilość koniecznego w tym celu desulfuratora nie przekracza 4 kg/Mg (rys. 2).

Kolejnym efektem wdmuchiwania proszków do staliwa całkowicie odtlenionego jest rozdrobnienie wtrąceń niemetalicznych. Zmniejszenie cięciwy wtrącenia wynosi w tym przypadku 32% w stosunku do staliw niemodyfikowanych, podczas gdy po obróbce kąpieli wstępnie uspokojonej nie przekracza ono 25%. I w tym przypadku uwidacznia się również większa intensywność proce-

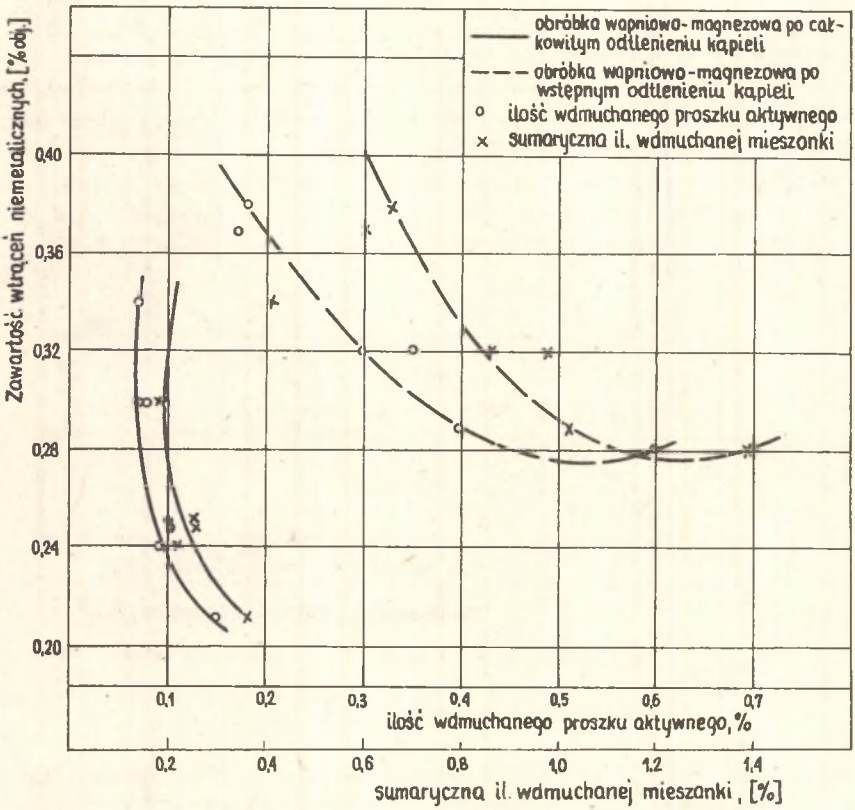


Rys. 2. Efektywność odsiarczenia w technologii proszkowej



Rys. 3. Zmiana cięciwy wtrąceń w funkcji ilości zastosowanego proszku aktywnego

su proszkowego realizowanego przy małym stężeniu tlenu; 0,1% wdmuchiwanych pierwiastków aktywnych implikuje rozdrobnienie o 48%, zaś w przypadku wstępnie odtlenionej kąpieli - tylko 8% (rys. 3).

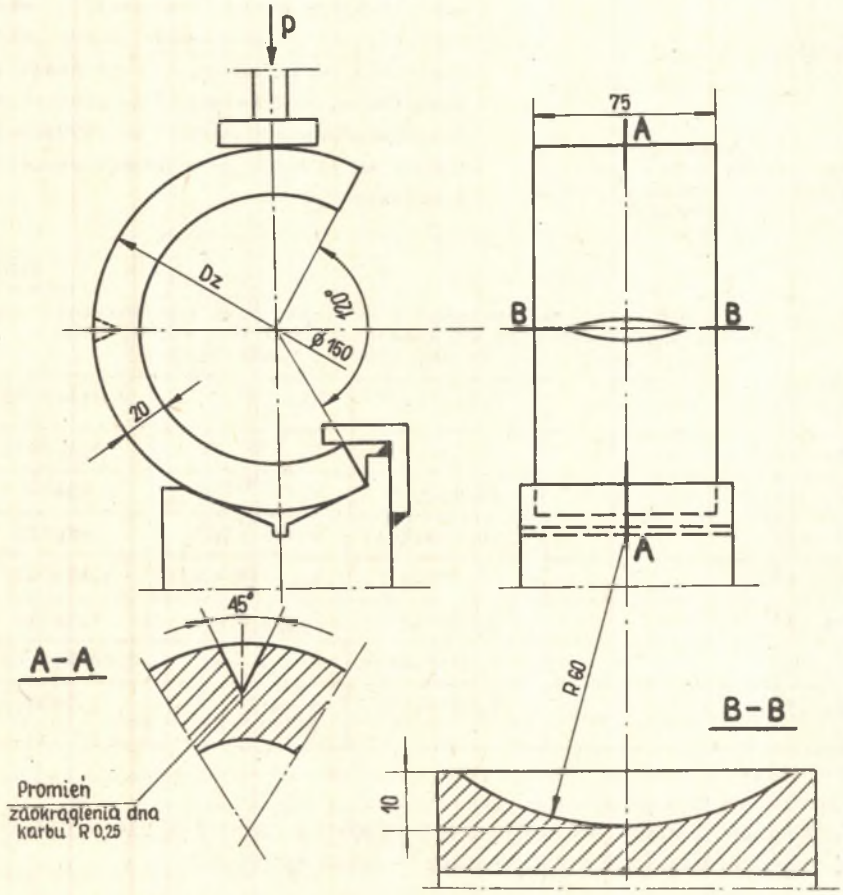


Rys. 4. Wpływ ilości wdmuchanego desulfatora na zawartość WN

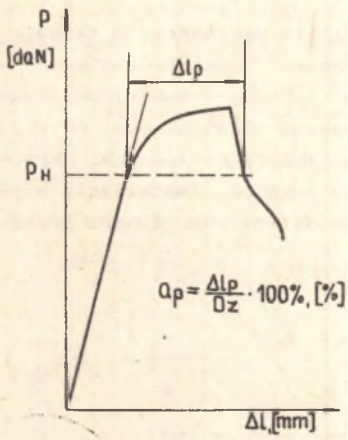
Sferoidyzację wtrąceń i ich równomierne rozłożenie w strukturze staliw można zapewnić przy wprowadzaniu do kąpieli odtlenionej ilości mieszanki aktywnej większej niż 0,08%. W przeciwnym wypadku niski stopień odsiarczenia i końcowa zawartość siarki większa od 0,03% S są powodem, iż znaczna część wtrąceń pozostaje niezmodyfikowana i krystalizuje jako składnik eutektyki w przestrzeniach międzydendrytycznych, wykazując równocześnie wydłużony, elipsoidalny kształt. Także analiza sumarycznego udziału wtrąceń w strukturze, mimo występującego efektu skali a związanego z obróbką małej ilości staliwa, wskazuje na istotną możliwość ograniczenia tego udziału przy wzroście ilościowym użytych środków odsiarczających (rys. 4).

3. ZARYS METODYKI BADAWCZEJ I WYNIKI BADAŃ

Zasadnicze badania własności plastycznych staliw prowadzono w temperaturze 213K przy pomocy prób udarności i statycznego zginania odlewu C - pierścienia Philipsa z karbem soczewkowym (rys. 5), charakteryzującego własności elementu z danego tworzywa przy pomocy zapasu plastyczności a_p (rys. 6). Wielkość ta informuje o zdolności do odkształceń plastycznych, określając zarazem odporność na inicjowanie kruchych pęknięć. Zestawienie uzyskanych własności staliwa i zakresów zmian jego składu chemicznego przedstawiono w tabl. 1.



Rys. 5. C-pierścień zamocowany na pryźmie maszyny wytrzymałościowej oraz geometria jego karbu



Rys. 6. Wykres zginania C-pierścienia oraz relacje pozwalające obliczyć zapas plastyczności

W świetle przeprowadzonych badań najkorzystniejszymi własnościami w temperaturze 213K dysponują staliwa, którym zagwarantowano granicę plastyczności do około 45 daN/mm^2, numer ziarna ferrytu 8÷10 wg PN oraz udział wtrąceń $\leq$ 0,25% obj. Materiały te wykazują w temp. 213K zapas plastyczności powyżej 10%, udarność ok. 6 daJ/cm^2 oraz temperaturę przejściową przy kryterium 2,5 daJ/cm^2 : 215÷193K, a przy kryterium 5 daJ/cm^2 : 248÷203K. Wystąpienie struktury gruboziarnistej, obecność wtrąceń, tak na granicach ziarn jak i równomiernie rozłożonych, zbyt niski poziom umocnienia, wydzielenia na granicach oraz niejednorodna struktura ferrytyczno-perlityczna są powodem gwałtownego obniżenia KM i wzrostu T_K.

Tablica 1

Własności i skład staliw wytopionych z zastosowaniem wdmuchiwania proszków (badania prowadzono po obróbce cieplnej: U - 1320K, 5400 s, pow. + N - 1173K, 1800 s, powietrze)

a_p (213K), (%)	0,57÷17,7	Al, (%)	0,018÷0,03
KM (213K), (daJ/cm^2)	1,3÷6,0	V, (%)	0,1÷0,15
R_{02} (295K), (daN/mm^2)	38,6÷65,6	N.10^{-4} (%)	43÷74
C, (%)	0,1÷0,265	O.10^{-4} (%)	68÷110
Mn, (%)	1,1÷1,9	V_{WN}, (% obj.)	0,24÷0,38
Si (%)	0,08÷0,38	C_{HWN}, (μm)	1,2÷2,2
P, (%)	0,01÷0,0165	dfer, (mm)	0,0078÷0,022
S, (%)	0,02÷0,047	V_{perl} (% obj.)	15,8÷52,0

4. ILOŚCIOWE UJĘCIE WŁASNOŚCI PLASTYCZNYCH I WYTRZYMAŁOŚCIOWYCH STALIW W FUNKCJI CZYNNIKÓW METALURGICZNEGO STANU MATERIAŁU

Ilościowy związek własności określonych w warunkach dynamicznych z analizowanymi czynnikami przedstawiają równania opisujące udarność KM w temperaturze 213K w funkcji składu chemicznego, udziału V_{WN} i wielkości wtrąceń C_{HWN}, ilości perlitu w strukturze V_{perl}, oraz granicy plastyczności R_{02}:

$$KM(213K)=0,26\ 12,37.\%C+0,16.\%Mn+8,67.\%Si+467,65.\%P-32,89.\%S-205.\%N-240.\%O \quad (daJ/cm^2) \tag{1}$$

$$KM(213K)=7,46-22,03.V_{WN}+1,04.C_{HWN}-1,98.10^{-3}.V_{perl} \quad (daJ/cm^2) \tag{2}$$

$$KM(213K)=-1,01+0,1.R_{02}-9,78.V_{WN}+1,19.C_{HWN} \quad (daJ/cm^2) \tag{3}$$

Uwaga! Maksymalna zawartość fosforu w równaniu 1 wynosi $P \leqslant 0,0165\%$. Jednocześnie poziom granicy plastyczności można określić za pomocą równań regresji 4 i 5, opracowanych na maszynie cyfrowej WANG (współczynniki korelacji; standardowe błędy oszacowania i poziomy istotności równań podano w tabl. 2).

$$R_{02}(295K)=-10,11+112,5.\%C+21,51.\%Mn-77,56.\%S+57,85.\%V+318,98.\%Al \quad (daN/mm^2) \tag{4}$$

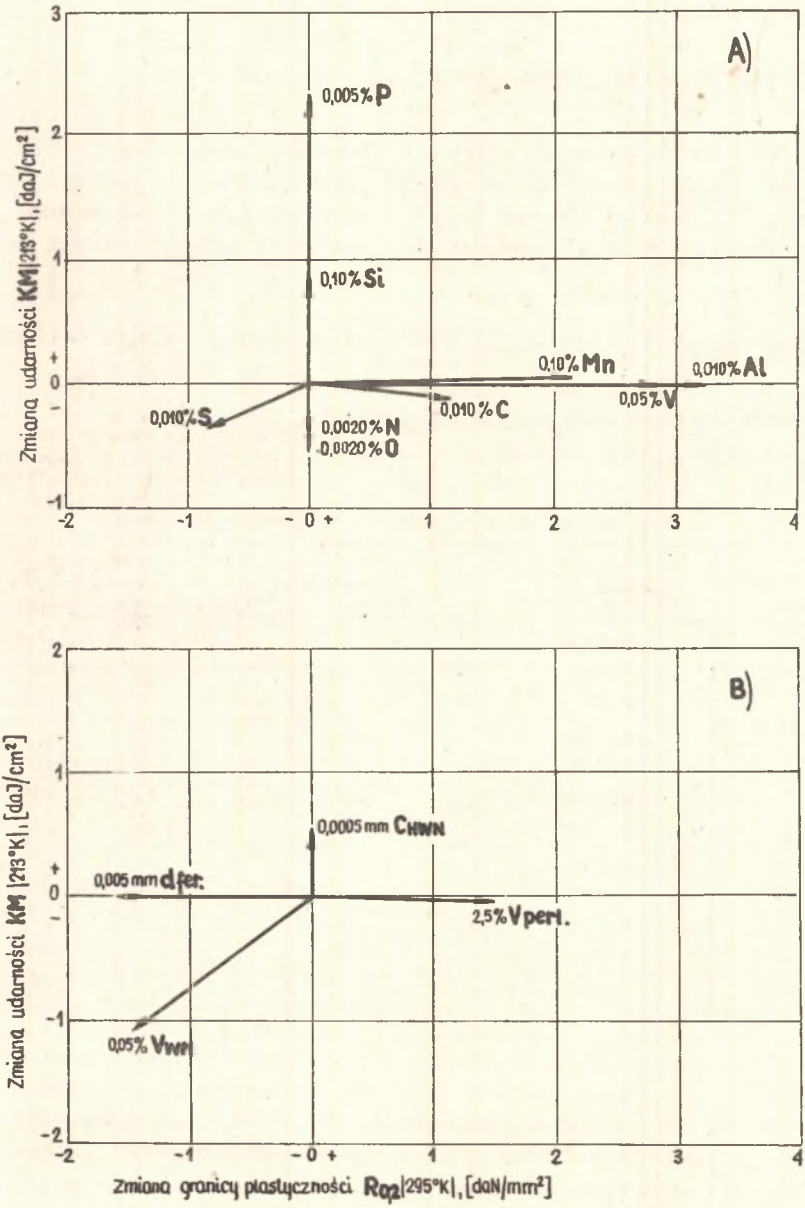
$$R_{02}(295K)=46,99-30,12.V_{WN}-315,28.d_{fer}+0,6.V_{perl} \quad (daN/mm^2) \tag{5}$$

Tablica 2

Wykaz danych statystycznych opracowanych równań

Nr wzoru	Współczynnik korelacji Ri	Poziom istotności α_i	Standardowy błąd oszacowania δ_i
(1)	0,929	0,10	0,74
(2)	0,761	0,05	0,92
(3)	0,901	0,05	0,66
(4)	0,986	0,01	2,17
(5)	0,882	0,10	2,30
(6)	0,967	0,01	2,49
(7)	0,967	0,01	1,71
(8)	0,936	0,01	2,75
(9)	0,913	0,001	1,71
(10)	0,805	0,01	0,77
(11)	0,865	0,10	0,90
(12)	0,913	0,001	3,49

W wyniku wzajemnego rozpatrzenia tych funkcji uzyskano wykres wektorowy, gdzie każdy z wektorów jest wypadkową oddziaływania rozważanego czynnika na udarność i granicę plastyczności (rys. 7). Uwypuklony został tutaj między innymi wpływ stopnia odtlenienia, odgazowania i odsiarczenia; zwiększone ilości tych pierwiastków wydatnie obniżają własności badane przy dużej szybkości odkształceń. Ich oddziaływanie można w zasadzie utożsamiać z wpływem sumarycznego udziału wtrąceń niemetalicznych. Widoczne jest, że wzrost V_{WN} o 0,05% obj. pociąga spadek udarności aż o 1,12 daJ/cm^2.



Rys. 7. Wpływ składu A) i czynników struktury B) na granicę plastyczności i udarność staliw

Z przedstawionego wykresu wektorowego wynika także, iż dzięki rozdrobnieniu wtrąceń w czasie wdmuchiwania proszków do zakresu 1,2÷2,2 μm oddziaływanie ich cięciwy przestaje być niebezpieczne zarówno w stosunku do udarności jak i granicy plastyczności. Jest to wynikiem osiągnięcia wymiarów C_{HWN} mniejszych od 5 μm, którą to wielkość można na podstawie badań Kiroshity przyjąć za krytyczną.

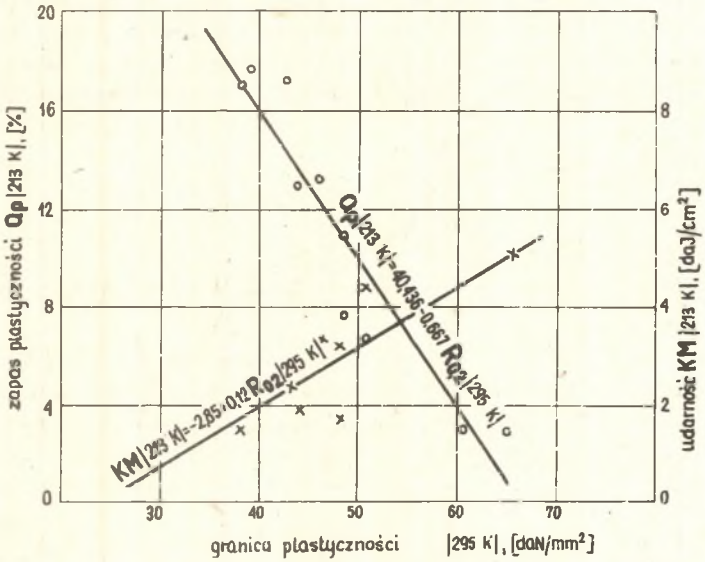
Również zapas plastyczności, badany w warunkach statycznych, nie wykazuje spadkowej tendencji przy działaniu tak rozdrobnionych wtrąceń. Ponadto, przy małych szybkościach odkształceń adekwatnych dla warunków statycznych brak jest także negatywnego wpływu udziału wtrąceń niemetalicznych, co wynika z równań (6), (7), (8):

$$a_p(213K)=40,13-78,2.\%C-8,14.\%Mn-7,5.\%Si-26,99.\%V-1540.\%N+849.\%O \ (\%) \qquad (6)$$

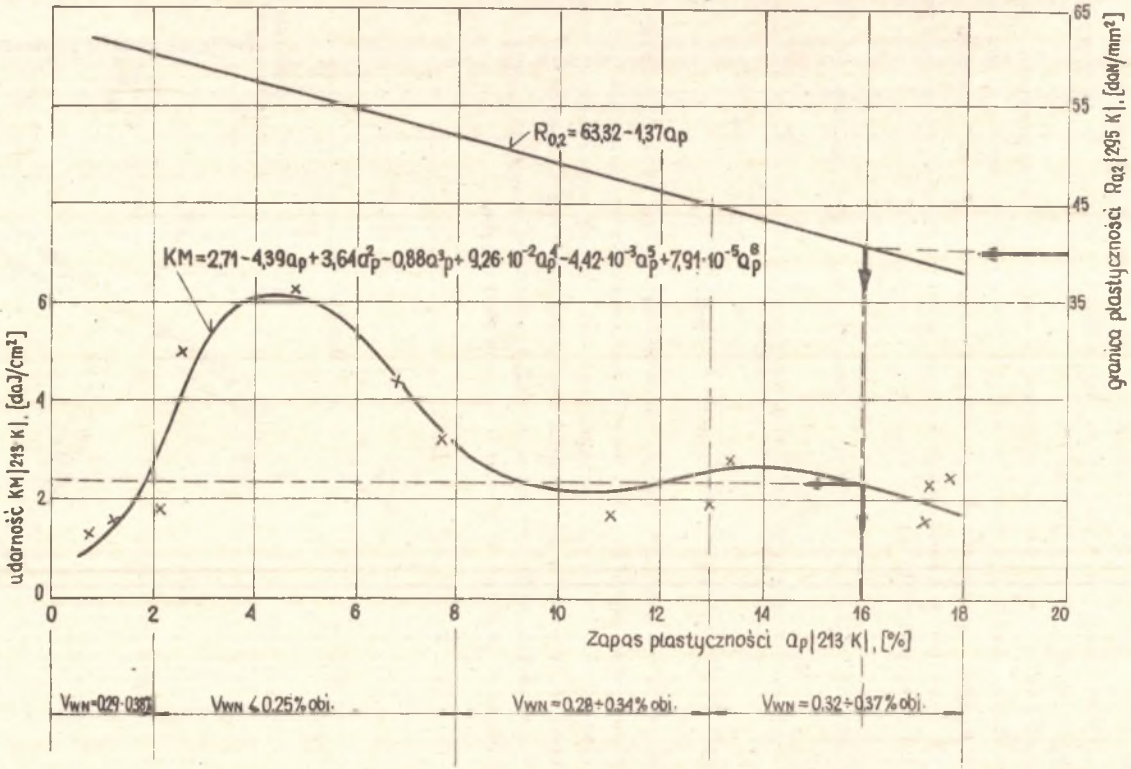
$$a_p(213K)=11,26-0,36.R_{02}+56,32.V_{WN}+0,55.C_{HWN} \ (\%) \qquad (7)$$

$$a_p(213K)=4,69+30,47.V_{WN}+432,7.d_{fer}-0,38.V_{perl} \ (\%) \qquad (8)$$

Sytuacja ta jest między innymi efektem tego, że przy niewielkiej szybkości odkształceń możliwa jest częściowa relaksacja naprężeń przed frontem deformacji aż do chwili osiągnięcia krytycznej superpozycji naprężeń, wynikającej z przyrostu obciążenia zewnętrznego oraz umocnienia w procesie odkształcenia, który to moment spiętrzenia daje dopiero początek okresowi propagacji pęknięć z prędkością ponadkrytyczną.



Rys. 8. Zależność zapasu plastyczności i udarności od granicy plastyczności staliwa



Rys. 9. Korelacja udarności i granicy plastyczności staliw

Praktycznie, oznacza to także możliwość zatrzymywania pęknięć powstających w strefie odkształcenia plastycznego materiału obrobionego przez wdmuchiwanie proszków, którego granica plastyczności nie przekracza 45 daN/mm^2.

Ponieważ na zapas plastyczności rzutuje przede wszystkim wartość pracy generowania odkształcenia plastycznego (pole pod krzywą wykresu rys. 6) i tym samym wielkość energii koniecznej do zainicjowania procesu kruchego pękania, a tylko bardzo małą część a_p stanowi ewentualne odkształcenie w okresie propagacji, stąd też przy występującej możliwości relaksacji naprężeń w okresie inkubacji mało istotne jest oddziaływanie inicjatorów kruchego pękania na badany w statycznych warunkach zapas a_p.

Poddając analizie regresji związek własności plastycznych (określonych w temperaturze 213K w warunkach statycznych i dynamicznych) z granicą plastyczności staliwa ustalono, iż wzrost $R_{0,2}$ o 5 daN/mm^2 pociąga za sobą spadek zapasu plastyczności o ok. 3%, natomiast przyczynia się do poprawy udarności o 0.6 daJ/cm^2, (rys. 8 i równania 9, 10):

$$a_p(213K)=40,436-0,607.R_{0,2}, \ (\%) \tag{9}$$

$$KM(213K)= -2,85+0,12.R_{0,2}, \ (daJ/cm^2) \tag{10}$$

Okazuje się więc, że najistotniejszy wpływ na zdolność do odkształceń plastycznych przy małych szybkościach deformacji ma poziom umocnienia staliwa. Określenie zatem optymalnych własności wytrzymałościowych jest utrudnione ze względu na przeciwstawny kierunek działania $R_{0,2}$ na badane własności plastyczne. Wykorzystując jednak występowanie ścisłej zależności między analizowanymi wielkościami (równania 11 i 12), zbudowano zintegrowany wykres tych parametrów, który w pewnym stopniu ułatwia operację doboru odpowiednich własności tworzywa, jeśli sprecyzowane są wymagania w stosunku do jednej z nich (rys. 9):

$$KM(213K)=2,71-4,39a_p+3,64a_p^2-0,88a_p^3+9,26.10^{-2}a_p^4-4,42.10^{-3}a_p^5+7,91.10^{-5}a_p^6 \ (daJ/cm^2), \tag{11}$$

$$R_{0,2}(295K)=63,32-1,37\ a_p \ (daN/mm^2) \tag{12}$$

Chcąc na przykład zapewnić staliwu $R_{0,2}$ + 40 daN/mm^2, można liczyć się z uzyskaniem $a_p(213K)$ = 16% i KM(213K) = 2,5 daJ/cm^2, przy czym tworzywo to może wykazywać równocześnie poziom zanieczyszczeń do około 0,37% obj. Dysponując tak ustalonymi parametrami wytrzymałości i plastyczności można dalej obliczyć za pomocą równań opisujących a_p, KM, R_{02} skład staliwa, gwarantujący uzyskanie wcześniej dobranego poziomu własności.

Należy jednak w tym miejscu zaznaczyć, iż gdyby staliwo z omawianego przykładu poddać właściwie przeprowadzonej obróbce proszkowej i w efekcie

wyeliminować tylko 0,1% obj. udziału wtrąceń niemetalicznych, to bez dokonywania jakiejkolwiek zmiany składu chemicznego uzyskano by przyrost $R_{0,2}$ o ok. 8% i udarności o 10% (wzrost KM z 2,5 daJ/cm^2 do 5,1 daJ/cm^2).

5. WNIOSKI

1. Duża wrażliwość staliw pracujących udarowo w temperaturach obniżonych na działanie wszelkich inicjatorów kruchego pękania stwarza konieczność prowadzenia intensywnego procesu rafinacji staliwa, pozwalającego uzyskać udział wtrąceń niższy od 0,2% obj., co jest niezbędne w przypadku stosowania tworzywa o $R_{0,2} > 45$ daN/mm^2.

2. Stosowanie obróbki metalurgicznej za pomocą wdmuchiwania proszków do kąpieli metalowej w kadzi zapewnia intensyfikację procesu odsiarczenia, rozdrobnienie wtrąceń, ograniczenie ich sumarycznego udziału oraz równomierne rozłożenie w strukturze.
Efekty te są najkorzystniejsze w przypadku obróbki staliwa całkowicie odtlenionego o zawartości ok. $30 \div 40 \cdot 10^{-4}$% tlenu i przy użyciu ilości mieszanki Ca-Mg nie mniejszej niż $2 \div 4$ kg/Mg, która zawiera w swym składzie powyżej 40% składników aktywnych.

3. Najkorzystniejszymi własnościami plastycznymi w temperaturze 213K dysponują staliwa o jednorodnej i drobnoziarnistej strukturze ferrytyczno-perlitycznej, których granica plastyczności nie przekracza 45 daN/mm^2, a udział wtrąceń jest nie większy od 0,25% obj. Zapewniają one uzyskanie $a_p > 10$%, KM ok. 6 daJ/cm^2 i $T_{KKM=2,5} < 193$K.

4. Określenie poziomu własności plastycznych i wytrzymałościowych staliwa oraz ustalenie składu chemicznego gwarantującego wymagane własności można oprzeć na przedstawionych równaniach regresji.

СВОЙСТВА ЛИТОЙ СТАЛИ, ВЫПЛАВЛЯЕМОЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ ВДУВАНИЯ ПОРОШКОВ В МЕТАЛЛИЧЕСКУЮ ВАННУ

Р е з ю м е

Исследования, представленные в работе, показывают, что для литых сталей, работающих в температуре 213К примеси должны составлять меньше 0,2% всего объёма. Такое содержание примесей можно получить путём вдувания кальциево-магниевого порошка в жидкую сталь в ковш, при этом сталь должна быть хорошо раскислена во время плавки. Такой ход процесса позволяет получить литую сталь с ударностью 6 даJ/см^2 и запасом пластичности $a_p = 10$%, а критическая температура для КМ = 2,5 даJ/см^2 меньше 193К.

THE PROPERTIES OF CAST STEEL SMELTED BY MEANS OF BLOWING IN POWDERS TO THE METAL BATH

S u m m a r y

The research presented in the paper proved that the share of inclusions for cast steels operating in the temperature of 213K should be lower than 0,2% of their capacity. This inclusions content can be obtained by blowing in the calcium-magnezium powder to the liquid cast steel in the ladle, taken into account that the steel should be properly deoxidized during the smelting process.

Such a processing enables to arrive at cast iron with impact resistance of 6 daJ/cm^2, and the plasticity margin a_p equal to 10%, where the critical temperature for KM equal to 2,5 daJ/cm^2 is lower than 193K.