

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

### **ILOŚCIOWE UJĘCIE ROLI SKŁADNIKÓW STRUKTURY I SKŁADU CHEMICZNEGO STALIWA L20G W RÓŻNYCH TEMPERATURACH EKSPLOATACJI**

Streszczenie W pracy przedstawiono metodykę określania zmiennej w różnych warunkach termicznych intensywności oddziaływania osnowy i cech stereologicznych struktury staliwa niskowęglowego. Podstawę do wyznaczenia intensywności oddziaływania badanych czynników stanowiła analiza równań regresji określających umowne temperatury przejścia stopu w stan kruchy oraz udatność staliwa w zakresie temperatur 373K - 163K.

W przypadku obu typów równań zmiennymi niezależnymi była liczbowa charakterystyka struktury i składu chemicznego staliwa. Oprócz ilościowej i opisowej analizy roli osnowy metalicznej oraz parametrów stereologicznych ziarn struktury i wtrąceń niemetalicznych omówiono prawdopodobny mechanizm pękania ciągliwego i kruchego, podając trzy propozycje analitycznego opisu krzywej przejścia staliwa z zakresu ciągliwego w stan kruchy. Praktyczne zastosowanie mogą znaleźć zwłaszcza dwie z tych propozycji, gdzie krzywą przejścia definiują takie czynniki, jak: temperatura i wielkość ziarna bądź liczbowa charakterystyka składu osnowy i cechy stereologiczne struktury.

### **QUANTIFICATION OF THE ROLE OF STRUCTURE COMPONENTS AND CHEMICAL COMPOSITION OF L20G CAST-STEEL AT VARIOUS OPERATION TEMPERATURES**

Summary In the paper, the methodology of determination the variable under dióerent thermal condition of matrix interaction intensity and stereological features of low-carbon cast-steel structure has been presented. The basis to determine the interaction intensity of components being investigated was the analysis of regression equations which determined the brittle fracture transition temperatures of alloy as well as cast-steel impact resistance within the range of temperatures from 373K up to 163K.

In the case of both types of equations, digital characteristics of structure and cast-steel chemical composition were the independent variables. Besides the quantitative and descriptive analysis of the role of metallic matrix as well as stereological parameters of structure grains and non-metallic inclusions, the probable mechanism of ductile and brittle cracking were

discussed. the suggestions of analytical description of cast-steel transition curve from ductile condition to the brittle one were also presented. Two of the above mentioned suggestions can be used in practise, i.e. especially these ones where the transition curve is defined by such parameters as: temperature and grain size, or the digital characteristic of matrix composition and stereological features of matrix.

## **DIE QUANTITATIVE ERFASSUNG DER ROLLE DER STRUKTURBESTANDTEILE UND DER CHEMISCHEN ZUSAMMENSETZUNG DES L20G-STAHLGUSSES BEI VERSCHIEDENEN BETRIEBSTEMPERATUREN**

Zusammenfassung. Vorgestellt wird in dieser Arbeit eine Methodik der Bestimmung der, in verschiedenen termischen Bedingungen veränderlichen, Einflussintensität der Grundmasse und der stereologischen Struktur des kohlenstoffarmen Stahlgusses. Die Bestimmungsgrundlage der Einflussintensität der untersuchten Faktoren war die Analyse der Regressionsgleichungen die die fiktiven Übergangstemperaturen der Legierung in den spröden Zustand sowie die Schlagfestigkeit des Stahlgusses im Temperaturbereich 374K - 163K, bestimmen.

In beiden Gleichungstypen war die unabhängige Variable, die zahlenmässige Charakteristik der Struktur und der chemischen Zusammensetzung des Stahlgusses. Ausser der quantitativen und der diskriptiven Analyse der Rolle der Metallgrundmasse und der Parameter der stereologischen Körnerstruktur und der nichtmetallischen Einschlüsse, wird ein wahrscheinlicher Mechanismus einer zähen und spröden Rissbildung angegeben, gleichzeitig werden drei Vorschläge für eine analytische Beschreibung der Übergangskurve des Stahlgusses von dem zähen in den spröden Zustand, vorgestellt. Eine praktische Anwendung können besonders zwei dieser Vorschläge finden, wo die Übergangskurve von solchen Faktoren wie Temperatur und Korngröße, oder der zahlenmässigen Kennlinie der Grundmassen- zusammensetzung sowie der stereologischen Struktureigenschaft, bestimmt wird.

### **1. WSTĘP**

Jednym z najistotniejszych czynników zewnętrznych determinujących mechanizm pękania stali i staliwa jest temperatura. Warunkuje ona możliwość odkształcenia plastycznego osnowy metalicznej, co wpływa na zachowanie się innych czynników (np. wtrąceń niemetalicznych, wydzielen) w procesie dekohezji. Rolę oraz mechanizm oddziaływania osnowy i faz struktury omawia wiele pozycji literaturowych, w tym [1+16]. W zakresie ustaleń ilościowych nie spotyka się jednak rozwiązań, w których analizowano by te czynniki łącznie a zarazem z uwzględnieniem temperatury, określającej ich zachowanie w stali i staliwie. Zwłaszcza w odniesieniu do tego ostatniego rodzaju tworzywa konstrukcyjnego brak w literaturze danych liczbowych. Uwzględniając powyższe fakty za cel niniejszej pracy przyjęto omówienie wyników próby wyznaczenia zmiennej (w różnych warunkach termicznych) intensywności oddziaływania osnowy i cech stereologicznych

staliwa niskowęglowego, którą analizowano w całym zakresie temperatur przejścia stopu ze stanu ciągliwego w stan kruchy. Podano także propozycję analitycznego opisu krzywej przejścia w funkcji rozważanych czynników oraz temperatury.

## 2. WYNIKI BADAŃ

Rolę czynników determinujących właściwości stopu w różnych temperaturach określano na podstawie badań udarności Mesnagera  $K(T)$ . Pomiary prowadzono w zakresie temperatur 373K-77K. Materiał wlewków na próbki udarnościowe podlegał wyżarzaniu normalizującemu: 1223K/3h. Równocześnie badano skład chemiczny staliwa<sup>1)</sup>, udział perlitu w strukturze ferrytyczno-perlitycznej oraz parametry stereologiczne ziarn ferrytu i wtrąceń niemetalicznych<sup>2)</sup>.

Podstawą do określenia intensywności oddziaływania badanych czynników na udarność staliwa w poszczególnych temperaturach były równania regresji (1), które opracowano dla:

$$K(T = 373, 293, 253, 223, 193, 163K)^3):$$

$$K(T) = f(\text{liczbowa charakterystyka składu chemicznego i struktury staliwa}), [J/cm^2] \quad (1)$$

oraz

$$T_k(K) = f(\text{liczbowa charakterystyka składu chemicznego i struktury staliwa}), [K] \quad (2)$$

gdzie, równania (2) określały wartość umownych temperatur przejścia w stan kruchy<sup>4)</sup> przy założonym poziomie udarności<sup>5)</sup>.

Na podstawie wartości współczynników regresji poszczególnych zmiennych niezależnych równań (1), (2) sporządzono tablicę 1, wskazującą z jaką intensywnością w określonej temperaturze oddziałują analizowane czynniki. Rozważając równocześnie iloczyny poszczególnych współczynników regresji i odpowiadających im średnich wielkości badanych zmiennych (odniesione do sumy iloczynów w każdym równaniu), określono szacunkowy udział analizowanych czynników w kształtowaniu poziomu udarności  $K(T)$  i temperatury kruchości  $T_k(K)$ , tabl.2.

1) Badano 50 wytopów staliwa L20G o następującym zakresie zmienności składu chemicznego: 0,16/0,22%C, 0,27/0,63%Si, 0,97/1,30%Mn, 0,007/0,023%S, 0,017/0,04%P, 0,06/0,24%Ni, 0,019/0,15%Al<sub>C</sub>, 0,01/0,12%Al<sub>M</sub>, (84/120)10<sup>-4</sup>%N<sub>2</sub>, (36/100)10<sup>-4</sup>%O<sub>2</sub>.

2) Dla zachowania zwięzłości opracowania nie podaje się tutaj wyników pomiarów.

3) Dla temperatury badania 77K nie opracowywano oddzielnych równań regresji, ponieważ udarność staliwa L20G w tych warunkach ma stałą wartość 2-3 J/cm<sup>2</sup>.

4) Umowne temperatury przejścia w stan kruchy  $T_k(K)$  można wyznaczyć graficznie na podstawie znajomości (z pomiarów  $K(T)$ ) krzywej przejścia lub analitycznie wg równania (4), rozdz.4.

5) W równaniach (1), (2) (oraz w całej pracy) zawarto wyłącznie te czynniki, których poziom istotności oddziaływania wynosił  $\alpha \leq 0,05$ , a same równania wykazywały poziom ufności  $1-\alpha \geq 0,95$  i współczynnik korelacji  $R \geq 0,9$ , zaś względny błąd estymacji był równy  $\gamma_{0,05} = 0,3 - 2,5\%$ .

### 3. ANALIZA ODDZIAŁYWANIA OSNOWY I CECH STEREOLOGICZNYCH STRUKTURY W ZMIENNYCH WARUNKACH TERMICZNYCH

Analizując intensywność działania składu chemicznego staliwa i struktury na podstawie tabl.1. należy stwierdzić, że w warunkach sprzyjających odkształceniom plastycznym w wyniku podwyższonej temperatury najsilniej działającym czynnikiem jest węgiel i siarka (Lp.1,5). Przy obniżeniu temperatury intensywność ta maleje, podobnie jak i dla manganu oraz fosforu, chociaż w tym ostatnim przypadku znacznie wolniej. Natomiast oddziaływanie niklu - przeciwdziałającego kruchości - reprezentuje niewielką tendencję wzrostową w warunkach kruchego pęknięcia (Lp.8). Jeszcze wyraźniej uwypukla zmianę oddziaływania badanych czynników tabl.2, w której określono procentowy ich udział w kształtowaniu wartości  $T_k(K)$  i  $K(T)$ , (Lp.1,2,5,8). Analizując sumę tych oddziaływań (Lp.20) stwierdza się, że wpływ składu osnowy metalicznej na udarność zmniejsza się z 70% (przy  $T=373K$ ) do 46% w warunkach rosnącego udziału przelomu kruchego (przy  $T=163K$ ).

W przypadku temperatury  $T_k$  obserwuje się jeszcze mniejsze znaczenie osnowy: ok. 35% - dla przelomu mieszanego ( $T_k(L/2)$ ) - w przybliżeniu połowa ciągliwego i kruchego) i ok.22% w warunkach całkowicie kruchego przelomu  $T_k(2)$ . O ile zatem w warunkach odkształcenia plastycznego zapewnionych przez podwyższoną temperaturę rola osnowy metalicznej jest wiodąca, to w sytuacji utrudnionego odkształcenia (na skutek spadku temperatury) zmniejsza się jej oddziaływanie. Wzrasta natomiast intensywność działania parametrów stereologicznych struktury (tabl.1). Wielkość ziarna ferrytu i nasycenie struktury granicami ziarn potęguje swoją rolę w warunkach kruchego pęknięcia (Lp.12,13). Wartość  $T_k(2)$  kształtuje ona w ok. czterokrotnie większym stopniu niż  $T_k(L/2)$ , (tabl.2, Lp. 12). Duże znaczenie wykazuje też tutaj zróżnicowanie wielkości wtrąceń niemetalicznych (Lp. 19).

Suma oddziaływań składników struktury wskazuje (tabl.2), że ich udział w kształtowaniu poziomu:  $T_k(2)$  - przy całkowicie kruchym przelomie - wynosi 77%, a udarności  $K(163K)$  - przy przelomie mieszanym - 54% (Lp. 24). Na wartości te składa się odpowiednio: w 53 i 33 procentach oddziaływanie ziarna ferrytu (Lp. 22) oraz w ok. 20 % wpływ wtrąceń (Lp. 23). Rola tych ostatnich wzrasta 5-krotnie (dla przypadku  $T_k(2)$ ) w porównaniu z kształtowaniem  $T_k(L/2)$  przy złomie mieszanym (Lp. 23), chociaż w odniesieniu do udarności  $K(T)$  nie jest tak jednoznaczna. Natomiast znaczenie ziarna ferrytu ( $d_f$ ,  $L_{Af}$ ,  $Z_f$ ) wykazuje w obu przypadkach (przy badaniu  $K(T)$  i  $T_k(K)$ ) rosnące oddziaływanie w warunkach kruchego pęknięcia (Lp. 22). Dla udarności jest to wzrost z 6% do 33% (przy obniżeniu temperatury z 373K do 163K), a dla temperatury kruchości: z 31% do 53%, co odpowiada wzrostowi udziału złomu kruchego z ok. 50% do 100%.

W podsumowaniu można stwierdzić, że w warunkach termicznych zapewniających odkształcenie plastyczne (ok. 370K), o poziomie udarności decyduje skład chemiczny osnowy w około 70% i wtrącenia niemetaliczne w ok. 30%<sup>6)</sup>. Natomiast wraz z ograniczeniem możliwości odkształcenia na skutek spadku temperatury, zmniejsza się rola składu osnowy, a następuje intensywny wzrost oddziaływania wielkości ziarna, przy stosunkowo stałym wpływie wtrąceń niemetalicznych na udarność, ale istotnie rosnącym ich działaniu na poziom przejściowej temperatury kruchości staliwa  $T_k(K)$ .

6) Wpływu ziarna ferrytu na  $K(373K)$  nie określono w tym przypadku ze względu na mniejszą - niż w przyjętym kryterium - wartość współczynnika istotności oddziaływania.

#### 4. ANALITYCZNY OPIS KRZYWEJ PRZEJŚCIA STALIWA Z ZAKRESU CIĄGLIWEGO W STAN KRUCHY

Zmieniające się wraz z temperaturą właściwości plastyczne stopów żelaza (tutaj - udarność staliwa) można ująć analitycznie formułą (3), [17,18], rys. 1 :

$$K(T) = \frac{L}{1 + \exp[I(T_m - T)]}, \quad [J/cm^2] \quad (3)$$

gdzie:<sup>7)</sup>

L - maksymalna udarność, jaką osiąga staliwo w zakresie ciągliwym (w temperaturze ok. 370K); [J/cm<sup>2</sup>],

I - intensywność przejścia staliwa z zakresu ciągliwego w stan kruchy, określona przez szerokość przedziału temperatur (punkty przegięcia funkcji dK(T)/d(T)), w którym zmiany udarności zachodzą najintensywniej; [K<sup>-1</sup>],

T<sub>m</sub> - temperatura przejścia staliwa z zakresu ciągliwego w stan kruchy, określona przez położenie punktu przegięcia krzywej K(T), a odpowiadająca zarazem kryterium połowy maksymalnej udarności; [K]<sup>8)</sup>.

Parametry (L, I, T<sub>m</sub>) funkcji (3) opisującej krzywą przejścia nie wnoszą jednak w tej postaci żadnej informacji odnośnie do wpływu osnowy i cech stereologicznych struktury na badane właściwości. Jednocześnie wiadomo, że te czynniki wykazują zmienne oddziaływanie w zależności od temperatury. Sugeruje to celowość ich wykorzystania do zdefiniowania parametrów funkcji (3), której argumentem jest właśnie temperatura.

Stosując liniowy model regresji, parametry L, I, T<sub>m</sub> wyrażono równaniami, które po wprowadzeniu do (3) określają zależność (5):

$$K(T) = [332,4 - 723,6C + 73,1Mn + 145,7(0,4-Si) - 4049,1S + 34,1Z_w - 4,31\bar{d}_f - 0,262I_{Af}]^* \\ * \{1 + \exp\{-0,0404 - 0,0382(0,4 - Si) + 0,413S + 0,823N_2 + 2,43 \cdot 10^{-3}\bar{d}_f + 8,96 \cdot 105L_{Af}\}^* \\ * [(114,6 - 54,3Mn + 866,4P - 88,9Ni - 124,1Al_m + 3,46 \cdot 10^{-4}N_{vw} + 24,6Z_f + 1,83\bar{d}_f + 2,43V_p) - T]\}^{-1}, \quad [J/cm^2], \quad (5)^9)$$

<sup>7)</sup> Parametry formuły opisującej przebieg krzywej przejścia stopu z zakresu ciągliwego w stan kruchy najwygodniej jest wyznaczyć numerycznie poprzez aproksymację wyników pomiarów (np. udarności) w różnych temperaturach.

<sup>8)</sup> Budując funkcję odwrotną do (3) możliwe jest także obliczenie przejściowych temperatur kruchości przy założonej wartości udarności K<sub>i</sub>, [17]:

$$T_i(K) = \frac{1}{I} \ln \frac{K \exp(I/T_m)}{L - K}, \quad [K] \quad (4)$$

<sup>9)</sup> Parametry strukturalne modelu liniowego (5) można w tym przypadku pominąć, gdyż wartość wyrazu wolnego wynosi: B<sub>0</sub> = 2,5 J/cm<sup>2</sup> (w przybliżeniu jest równa błędowi pomiaru K), a mnożnika: B<sub>1</sub> = 1.

gdzie wyrażenia w kolejnych nawiasach kwadratowych określają odpowiednio: w pierwszym - parametr  $L$ , w drugim - parametr  $I$ , w trzecim - czynnik  $(T_m - T)^{10}$ .

Rozwiązanie takie pozwala zatem na bezpośrednie uzależnienie przebiegu temperaturowych zmian udarności od równoczesnego oddziaływania składu osnowy i struktury.

Z zależności (5) wynika, że obniżenie odporności staliwa na pękanie w temperaturach eksploatacji (spadek udarności, wzrost intensywności przejścia stopu w stan kruchy, przesunięcie progu kruchości w zakres wyższych temperatur) wywołują czynniki:

- rosnące zawartości C, P, S, N<sub>2</sub> a malejące ilości<sup>11)</sup> Mn, Si, Al<sub>m</sub>, Ni,  
- rosnące: udział perlitu w strukturze  $V_p$ , wielkość ziarna  $\overline{d_f}$ , nasycenie struktury granicami ziarn  $L_{AG}$ , ujednoczenie wielkości ziarn  $Z_f$ , liczba wtrąceń  $N_{vw}$ .

Są to wskazania zgodne z ustaleniami tablic 1, 2.

Dążąc do uwypuklenia bardzo istotnej, a zmiennej w różnych warunkach termicznych, roli ziarna ferrytu, proponuje się równocześnie na podstawie opracowanej w [17] metodyki, zdefiniowanie krzywej przejścia w stan kruchy funkcją (6)<sup>12),13)</sup>:

$$K(T) = \frac{L}{1 + \exp\left[Z_f \left(\ln \overline{d_f} - BT\right)\right]}, \quad [\text{J/cm}^2] \quad (6)$$

Mianownik tej relacji określa, jaką część maksymalnej udarności  $L$ , występującej w zakresie ciągliwym, osiągnie staliwo w dowolnej temperaturze  $T$  w wyniku zmian wielkości ziarna ferrytu.

W przypadku, gdy dąży się do równoczesnego ujęcia wpływu składu chemicznego i struktury, należy zastąpić parametr  $L$  wyrażeniem podanym w pierwszym nawiasie

10) Weryfikacja statystyczna zależności (5) - przeprowadzona dla 50 wytopów staliwa L20G - wskazuje na dużą dokładność estymacji: współczynnik korelacji  $R = 0,982$ , odchylenie standardowe  $S = 11,5 \text{ J/cm}^2$ , względny błąd estymacji  $\gamma_{0,05} = 0,43 \%$ .

11) Gdy ich wartości są mniejsze od: Mn < 1,3 %, Si < 0,4 %, Al<sub>m</sub> < 0,06 %.

12) Parametr  $L$  może być aproksymowany przez pomiar udarności w temperaturze 373K:  $L = B_1 K(373K) + B_0$ , przy czym stałe w tym równaniu można w praktyce pominąć ze względu na ich wartość:  $B_1 = 1,06$ ,  $B_0 = - 2,2 \text{ J/cm}^2$ ; wskaźniki statystyczne wynoszą:  $R = 0,998$ ,  $S = 3,3 \text{ J/cm}^2$ ,  $\gamma_{0,05} = 0,25 \%$ .

13) Czynniki  $\ln \overline{d_f}$ ,  $Z_f$  są parametrami funkcji (logistycznej), którą aproksymowano rozkład wielkości ziarn ferrytu:

$\ln \overline{d_f}$  - wartość średniej  $X = \ln \overline{d_f}$ ,  $Z_f$  zróżnicowanie wielkości ziarn  $d_f$  ferrytu, określone przez usytuowanie punktów przegięcia funkcji rozkładu. Stała  $B$  jest przelicznikiem wartości argumentów funkcji (3) i rozkładu wielkości ziarn [17]. Dla badanego staliwa wynosi ona  $B = 0,012$ . Parametry strukturalne równania (6) są równe: mnożnik  $B_1 = 0,976$ , wyraz wolny  $B_0 = - 6,1 \text{ J/cm}^2$ . Wskaźniki statystyczne wynoszą wtedy:  $R = 0,982$ ,  $S = 11,7 \text{ J/cm}^2$ ,  $\gamma_{0,05} = 0,4 \%$ .

kwadratowym relacji (5)<sup>14)</sup>. Zarówno równanie (6), jak i (6a) podkreślają bardzo silny, wykładniczy wpływ ziarna ferrytu na udarność, wskazując zarazem na dominujące oddziaływanie tego czynnika w warunkach kruchego pęknięcia wywołanego obniżeniem temperatury.

## 5. PODSUMOWANIE

Płościove związki podane w rozdz. 2-4 pracy można podsumować następującymi stwierdzeniami:

- 1) przedstawiony kierunek oddziaływania składników struktury i składu chemicznego osnowy na odporność na pęknięcie badanych staliw jest zbliżony z danymi literaturowymi;
- 2) zarówno rola osnowy metalicznej, jak i cech stereologicznych struktury staliwa zależą od termicznych warunków pracy materiału;
- 3) w warunkach pęknięcia ciągliwego, zapewnionych przez podwyższoną temperaturę, zdecydowanie dominujący wpływ na udarność staliwa ma skład chemiczny osnowy metalicznej;
- 4) przy obniżeniu temperatury zmniejsza się oddziaływanie osnowy, a wzrasta rola cech stereologicznych struktury (ziarna i wtrąceń niemetalicznych) w procesie tworzenia przelomu o rosnącym udziale pęknięć kruchych;
- 5) w temperaturach niskich, umożliwiających powstanie dominującej części lub całkowicie kruchego przelomu staliwa L20G, wiodącą rolę w procesie dekohezji przejmuje wielkość ziarna;
- 6) w kształtowaniu wymaganej odporności na pęknięcie może być pomocna optymalizacja składu chemicznego i struktury, przeprowadzona na podstawie zestawienia intensywności oddziaływania tych czynników (tabl. 1,2) oraz funkcji (5), (6), (6a).

Związek ustaleń niniejszej pracy z mechanizmem pęknięcia można ująć następująco:

Na skutek podwyższonej temperatury naprężenie tarcia dyslokacji w płaszczyźnie poślizgu i współczynnik blokowania ich ruchu mają małą wartość. Wtedy proces pęknięcia ciągliwego jest determinowany oddziaływaniem głównie interstytucyjnych atomów węgla, azotu, tlenu oraz drobnodispersyjnych wydzielen i wtrąceń. Wpływ atomów międzywęzłowych związany jest z tworzeniem atmosfer wzdłuż linii dyslokacji i uskoków w płaszczyznach poślizgu, co istotnie rzutuje na mobilność dyslokacji. Ograniczenie zawartości tych pierwiastków pozwala zatem w tych warunkach termicznych na przebieg odkształcenia plastycznego. Zachodząca w czasie jego trwania koncentracja naprężeń ma w stopach technicznych miejsce głównie na cząstkach faz obcych, co również uzasadnia znaczący udział wtrąceń w kształtowaniu udarności K(373K). Powstające w tych obszarach mikropęknięcia w postaci por osnowy podlegają wzrostowi i propagacji w kolejnych etapach odkształcenia plastycznego i umocnienia odkształceniowego. Utworzenie przelomu ciągliwego nastąpi więc wtedy, gdy naprężenie potrzebne do rozprzestrzeniania pęknięć przekroczy wartość granicy plastyczności stopu.

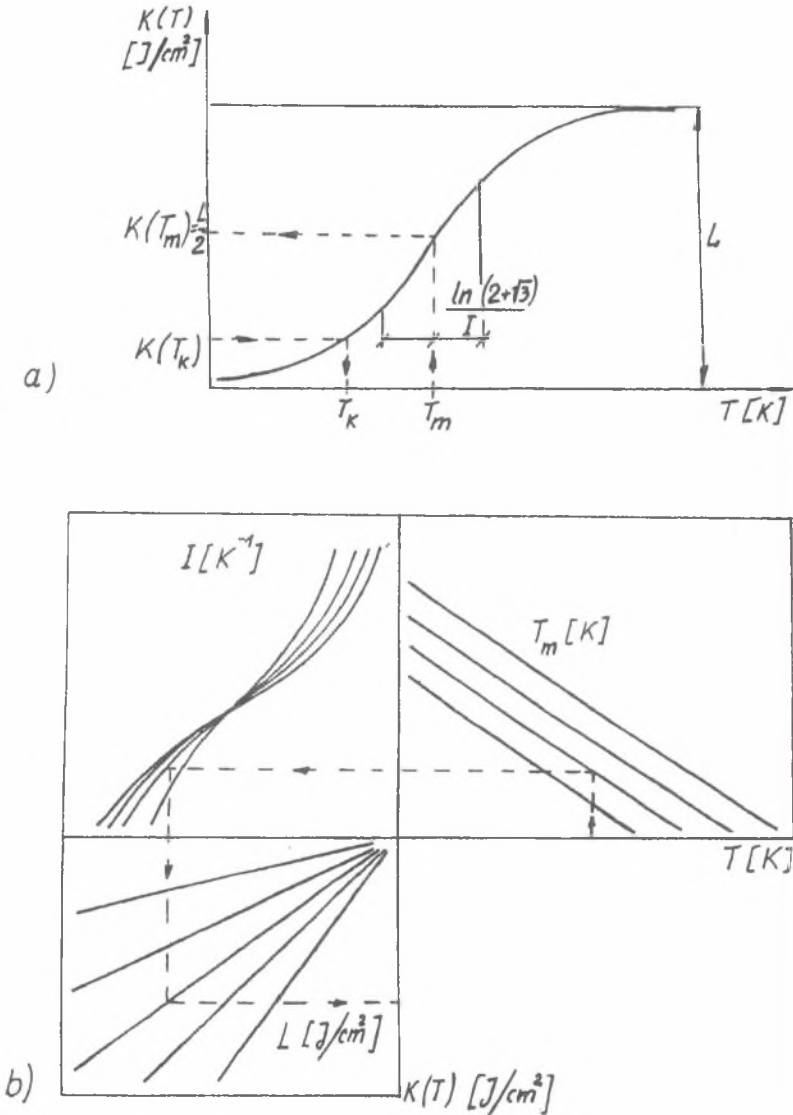
<sup>14)</sup> W uzyskanym wtedy równaniu (6a) stałe wynoszą:  $B_1 = 0,95$ ,  $B_2 = -6,3 \text{ J/cm}^2$ , natomiast wskaźniki statystyczne są równe:  $R = 0,969$ ,  $S = 15 \text{ J/cm}^2$ ,  $\gamma_{0,05} = 0,43\%$ .

W wyniku obniżenia temperatury, które powoduje wzrost naprężenia Peierls-Nabarro, naprężenia tarcia i współczynnika blokowania, zmniejsza się również możliwość oddziaływania osnowy na zdolność do odkształcenia, gdyż ruchliwość dyslokacji jest już istotnie ograniczona warunkami termicznymi. Zdecydowanie wiodącą rolą osnowy w temperaturach podwyższonych sprowadza się obecnie do możliwości tworzenia mikrostruktury odkształcenia plastycznego. Dominujący staje się natomiast w tej sytuacji mechanizm inicjowania mikropeknięć na przeszkodach. Polega on na spiętrzeniu i koalescencji dyslokacji przede wszystkim na granicach ziarn oraz na powierzchniach wtrąceń i wydzielen. Rosnąca zatem wraz z wielkością ziarna liczba dyslokacji ulegających koalescencji w spiętrzeniu, koncentracja naprężeń i niemożność ich relaksacji, prowadzą w konsekwencji do powstania długich mikroszczelin. W przypadku niskich temperatur, a tym samym zablokowanych mechanizmów odkształcenia, wymiary tych mikropeknięć porównywalne są z rozmiarami szczeliny Griffitha. W tych warunkach, mimo niskiego poziomu naprężeń nominalnych, składowa normalna do płaszczyzny łupliwości może w wyniku koncentracji naprężeń przekroczyć wytrzymałość kohezyjną stopu. Mikropeknięcie (o wymiarze ziarna) ulega tym samym spontanicznej propagacji, tworząc złom kruchy z pominięciem etapu podkrytycznego wzrostu. Uzasadnia to bardzo dużą rolę wielkości ziarna w warunkach kruchego pęknięcia.

## LITERATURA

- [ 1 ] Honeycombe R. W.: The Plastics Deformation of Metals. E. Arnold Publ. Ltd, 1968.
- [ 2 ] McClintock F. A., Argon A. S.: Mechanical Behavior of Materials. Add. Wesley Publ. Comp., Massachusetts 1966.
- [ 3 ] Yokobori T.: An Interdisciplinary Approach to Fracture and Strength of Solids. Wolters - Nordhoff Scient. Publ. Ltd, Groningen 1970.
- [ 4 ] Kalinnikow E.: Chladnostojkaja niskolegirowannaja stal. Metallurgija, Moskwa 1976.
- [ 5 ] Gurland Y., Plateau J.: Trans. ASM 56(1963) 442.
- [ 6 ] Thomason P.: Journ. Inst. of Metals 96 (1968) 360.
- [ 7 ] Smith W. i in.: Mechanika, Moskwa Mir 20 (1982) 121.
- [ 8 ] Bilby B. i in.: Proc. Roy. Soc. 279A (1964) 1.
- [ 9 ] Gubienko S.: Jacenko J., MITOM 8 (1982) 41.
- [ 10 ] Farrar R.: Weld. a. Metal Fabr. 9 (1976) 578.
- [ 11 ] Chin L.: Metal Constr. Weld. Journ. 2 (1962) 290.
- [ 12 ] Curry D. A.: Materials Sc. a. Eng. 44 (1980) 285.
- [ 13 ] Curry D. A.: Materials Sc. a. Eng. 43 (1980) 135.
- [ 14 ] Curry D. A.: Materials Sc. a. Eng. 37 (1979) 223.
- [ 15 ] Green R.: Knott J.F., Journ. of Eng. Materials a. Technol. 1 (1976) 37.
- [ 16 ] Argon A.S.: Journ. of Eng. Materials a. Technol. 1 (1976) 60.
- [ 17 ] Cybo J.: Ilościowy opis wpływu wtrąceń niemetalicznych na udarność staliwa. Prace Uniwersytetu Śląskiego 946, Katowice 1987.
- [ 18 ] Cybo J., Jura S.: Inżynieria Materiałowa 1 (1986) 21.





Rys. 1. Graficzne ujęcie funkcji (3) przedstawiającej krzywą przejścia stopu z zakresu ciągliwego w stan kruchy - a) oraz nomogram obrazujący zmiany udarności w zależności od wartości parametrów funkcji przejścia (3) - b)

Fig. 1. Diagrammatic representation of function (3) showing the curve of alloy transition from ductile range to brittle state -a); and the normogram indicating changes in impact strength versus the values of transition function parameters (3) -b)

Intensywność oddziaływania składu chemicznego i czynników struktury na udarność i przejściową temperaturę kruchości staliwa L20G

Lp.	Czynnik	Udarność K(T) w temperaturze T[K]					Temperatura kruchości T <sub>k</sub> (K) dla kryterium KJ/cm <sup>2</sup>				
		373	293	253	223	193	163	L/2	50	25	2
1	0,01 %C	-7,26	-2,37				-2,91				+3,83
2	0,01 %Mn		+1,49	+0,76	+1,20	+0,53	+0,74	-0,49	-1,43	-1,03	
3	0,01 %Si						+1,08			-1,13	
4	0,001 %P	-0,87	-0,77	-0,74				+0,59			
5	0,001 %S	-3,12	-2,36		-1,43						
6	0,01 %Al <sub>m</sub>							-1,10			-0,60
7	0,01 %Al <sub>c</sub>						+2,20				
8	0,01 %Ni			+1,05	+1,06	+1,33	+1,28	-1,14	-1,60	-1,42	-2,21
9	0,01 %Cu									-0,99	
10	0,001 %N <sub>2</sub>							-3,43			
11	%obj. V <sub>p</sub>		-1,64	-3,09	-2,54	-2,07		+2,43	+2,62	+1,47	
12	μm d <sub>f</sub>					-5,21	-6,78	+1,94	+1,84	+9,28	+13,7
13	0mm <sup>-1</sup> L <sub>Af</sub>		-1,54			-1,87				+3,75	+4,27
14	0mm <sup>-1</sup> S <sub>Vf</sub>						-1,53				
15	0,1μm <sup>-1</sup> Z <sub>f</sub>			-4,15	-2,93			+2,70	+2,51		
16	0,1μm D <sub>w</sub>		-1,00								
17	00mm <sup>-3</sup> N <sub>Vw</sub>							+3,65			
18	0mm <sup>-2</sup> N <sub>Aw</sub>	-2,11	-1,97								
19	0,1μm <sup>-1</sup> Z <sub>w</sub>	+3,03	+2,73	+2,53	+1,75	+1,85	+3,47		-2,38		-5,16

\* Znaki + - wskazują wzrost lub obniżenie mierzonych wartości K(T) i T<sub>k</sub>(K).

\*\* V<sub>p</sub>(22-42% obj.) - udział perlitu w strukturze; d<sub>f</sub> (9-20μm) - średnia średnica ziarn ferrytu; L<sub>Af</sub>(88-250 mm/mm<sup>2</sup>) - długość granic ziarn ferrytu na powierzchni 1 mm<sup>2</sup> (nasylenie struktury granicami); S<sub>Vf</sub>(1800-10<sup>4</sup>mm<sup>2</sup>/mm<sup>3</sup>) - powierzchnia granic ziarn w objętości 1 mm<sup>3</sup>; Z<sub>f</sub>(1,017-2,699μm<sup>-1</sup>) - zróznicowanie ziarn ferrytu; D<sub>w</sub>(1,6-4μm) - średnia średnica wtrąceń w objętości stopu; N<sub>Vw</sub>(15200-63400mm<sup>-3</sup>) - liczba WN w objętości 1 mm<sup>3</sup>; N<sub>Aw</sub>(48-170mm<sup>-2</sup>) - liczba WN na powierzchni 1 mm<sup>2</sup>; Z<sub>w</sub>(1,765-2,775μm<sup>-1</sup>) - zróznicowanie wielkości wtrąceń.

\*\*\* Wartość parametrów Z<sub>f</sub>, Z<sub>w</sub> jest określona przez położenie punktów przegięcia pochodnej funkcji logistycznej, którą zastosowano do aproksymacji eksperymentalnych rozkładów wielkości ziarn ferrytu i wtrąceń niemetalicznych.

\*\*\*\* L - maksymalna udarność w zakresie ciągłym (rozdz. 4).

Tablica 2

Procentowy udział składu chemicznego osnowy i cech stereologicznych struktury w kształtowaniu poziomu udarności i temperatury kruchości staliwa L20G

Lp.	Czynnik	Udarność K(T) w temperaturze T[K]						Temperatura kruchości $T_k$ dla kryterium $K[J/cm^2]$			
		373	293	253	223	193	193	L/2	50	25	2
	Wartość średnia	177	155	117	97	76	45J/cm <sup>2</sup>	215	167	130	47K
1		-54,6	-11,2				-16,2				+16,6
2	Mn		+41,3	+23,6	+39,1	+22,7	+24,4	-27,7	-39,7	-31,8	
3	Si						+1,2			-1,1	
4	P		-5,4	-5,4	-5,2			+6,2			
5	S	-15,3		-8,0	-5,3						
6	Al <sub>m</sub>							-2,1			-1,3
7	Al <sub>c</sub>						+0,5				
8	Ni			+2,7	+2,9	+4,8	+3,5	-4,4	-3,8	-3,7	-4,7
9	u									-4,3	
10	N <sub>2</sub>								-8,9		
11	r		-11,9	-24,4	-21,0	-22,6		+28,7	+18,4	+11,5	
12	d <sub>f</sub>					-23,6	-24,0	+9,6	+5,3	+30,3	+37,3
13	L <sub>sf</sub>		-6,4				-12,1			+17,3	+16,2
14	S <sub>sf</sub>						-9,5				
15	Z <sub>f</sub>			-22,2	-16,4			+21,8	+12,1		
16	D <sub>w</sub>		-6,8								
17	N <sub>pw</sub>							+4,5			
18	N <sub>Aw</sub>	-6,3	-3,7								
19	Z <sub>w</sub>	+23,7	+13,3	+13,7	+9,9	+14,1	+20,6		-11,8		-23,9
20	Σ 1- 10	69,9	57,9	39,7	52,5	27,5	45,8	35,4	52,4	40,9	22,6
21	Σ 20 i 1	69,9	69,8	64,1	73,5	50,1	45,8	64,1	70,8	52,4	22,6
22	Σ 12- 15		6,4	22,2	16,4	35,7	33,5	31,4	17,4	37,6	53,5
23	Σ 16- 19	30,1	23,8	13,7	9,9	14,1	20,6	4,5	11,8		23,9
24	Σ 11- 19	30,1	42,1	60,1	47,5	72,5	54,2	64,6	47,6	59,1	77,4

## Abstract

The paper presents the subjects matter of determining a variable intensity of influence of matrix and stereologic features of cast low-carbon steel structure under different thermal conditions. The basis to determine the intensity of influence of agents under examination were regression equations that defined conventional alloy brittle fracture transition temperatures and cast-steel impact strength within the temperature range of 373K - 163K. In case of both types of these equations, numerical characteristic of structure and chemical composition of cast steel were the independent variables. In order to maintain the proper inference credibility only those agents were considered whose significance level of influence was  $\alpha=0.05$ , and equations themselves indicated a confidence level  $1-\alpha>0.95$  and correlation coefficient  $R>0.9$ , whereas the relative error of estimation amounted to  $\gamma_{0.05}=0.3-2.5\%$ . Analysis has shown that under thermal conditions which assure plastic strain /at ab. 373K/, chemical compositions of matrix and non-metallic inclusions contribute to the level of impact resistance in about 70% and 30%, respectively, whereas grain size is then insignificant. However, as the possibility of strain is being limited due to temperature drop, the role of matrix composition is of less consequence but the influence of grain size intensively increases, with relatively constant effect of non-metallic inclusions on impact strength. But, at the same time, essential increase of influence of non-metallic inclusions on the cast steel ductility transition temperature level can be observed.

Apart from analysis of the role of the discussed agents, a probable mechanism has been presented for brittle and ductile fracture. Three proposals have been also given to analytically describe the cast steel transition curve from ductile range to brittle state. The curve of temperature changes in impact resistance is expressed by three parameters: maximum impact strength within the ductile range, intensity of cast steel transition from the ductile range to brittle state and median transitory temperature. Since the impact resistance level obtained under various thermal conditions is simultaneously the function of the composition and stereology of structure, the foregoing description has been completed by a proposal in which the three aforesaid parameters are defined by means of the agents discussed. To emphasize the important part played in the decohesion process, the transition curve was also expressed as a function of temperature and ferrite grain size and differentiation of particle size. Particularly, two last-mentioned proposals can be of importance because they permit the effect of such factors as temperature and numerical characteristic of matrix composition and stereological features of cast-steel structure on the cracking process to be estimated synchronously.

Recenzent: Prof. dr hab. inż. A. Maciejny

Wpłynęło do Redakcji w lipcu 1995 r.