

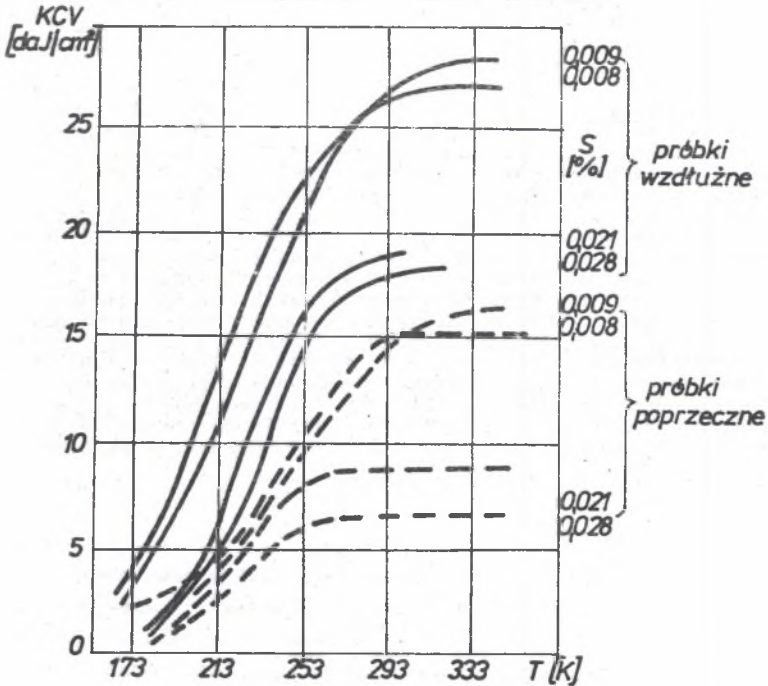
Jerzy CYBO

NIKTÓRE ASPEKTY IŁOŚCIOWEGO UJĘCIA ZMIAN WŁASNOŚCI STOPÓW W FUNKCJI CHARAKTERYSTYKI WTRĄCEN NIEMETALICZNYCH

Streszczenie. Przedstawiona praca jest wynikiem studiów literaturowych nad zagadnieniem opisu zmian własności stopów w funkcji odpowiedniej charakterystyki ilościowej zanieczyszczeń. Z przeglądu bibliograficznego wynika, że ilościowe ujęcie wpływu wtrąceń niemetalicznych na własności stopów nie posiada jednolitego modelu fenomenologicznego. Pewne próby dotyczą jedynie zakresu plastycznego zniszczenia ciał. Brak jest także analitycznego opisu intensywności oddziaływania zanieczyszczeń związanej z temperaturą pracy elementu. W dominującej większości zmiany własności tworzywa pod wpływem wtrąceń są wynikiem opracowań statystycznych. Prezentowane równania regresji wiążą jednak tę kwestię z dowolnie przyjętą do analizy cechą stereologiczną jako reprezentantem zbioru WN, wykazując niejednokrotnie stosunkowo niski poziom testów statystycznych. Prowadzi to częstokroć do niejednoznacznych bądź nawet przeciwstawnych wniosków. W opracowaniu wskazano ponadto na - zarysowującą się na marginesie szeregu prac - ogólną tendencję odnośnie do związku wtrąceń z procesem zniszczenia zachodzącym w różnych temperaturach pracy elementu.

Badając rolę wtrąceń w stopach analizuje się przede wszystkim takie czynniki, jak: rodzaj WN i ich własności, kształt, ilość, wielkość oraz rozmieszczenie w strukturze. Efekty oddziaływania tyłu składowych wzajemnie nakładają się. Z tych też między innymi względów brak jest dotychczas jednoznacznego kryterium charakteryzującego zmianę własności stopu pod wpływem wymienionych czynników, tym bardziej, że intensywność ich oddziaływania jest zależna od temperatury, w której pracuje element. Stwierdza się też równocześnie, że opracowanie takiego kryterium wymagałoby zbyt kłopotliwych badań nad rolą każdego z reprezentantów charakteryzujących zbiór wtrąceń [1,2,3], podczas gdy w stosunku do wielu z nich ilościowe ujęcie w ogóle nie jest możliwe. Dotyczy to przede wszystkim rodzaju badanych WN i ich własności. W kwestii tej podkreśla się natomiast szczególnie negatywny wpływ siarczków typu (Fe, Mn) S, uznając jednocześnie wtrącenia krzemionki za mniej niebezpieczne przy przeciętnej ich ilości [4]. Również St. Stachura stwierdza największą szkodliwość siarczków i tlenosiarczków tak ze względu na ich ilość, wielkość, jak i rozmieszczenie w przestrzeniach międzydendrytycznych [5]. Szczególną rolę siarczków wielobocznych oraz skupisk aluminatów (i ich znacznych rozmiarów) przypisuje Kierszchanowski tym wtrąceniom jako bezpośrednim inicja-

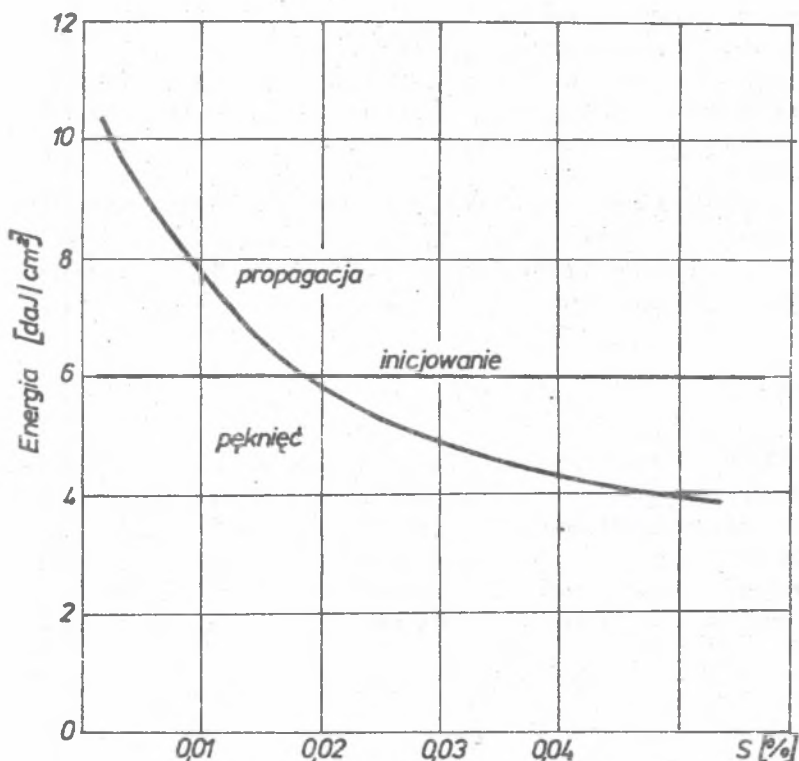
torom mikropęknięć w każdej temperaturze pracy elementu. Natomiast łagodniejsze działanie odnotowuje się w przypadku siarczków globularnych - nawet leżących na granicach ziarn [2]. Z obecnością siarczków wiąże się intensywny spadek udarności w temperaturze otoczenia (z 8 do 2 daJ/cm² - odpowiadający wzrostowi stężenia siarki w stopie z 0,01 do 0,055%), przy jednocześnie nieznacznej zależności Re, Rm od tej ilości S. Maksymalne udarności pozwala uzyskać dopiero zawartość 0,005 - 0,008% S, rys. 1. [4,6].



Rys. 1 Wpływ siarki na udarność "KCV" w różnych temperaturach badania [6]

Fig. 1 Influence of sulphur on "KCV" impact resistance at different testing temperatures [6]

Z analizy Dahla i Hengstenberga wynika także silna zależność energii zużytej do propagacji szczeliny w obecności wydłużonych siarczków usytuowanych w płaszczyźnie dekohezji badanych próbek udarnościowych i rozciąganych próbek z karbem (rys.2): przy niezmięnionej wartości energii inicjowania pęknięć, dwukrotny wzrost energii rozprzestrzeniania się szczelin wywołany jest zmniejszeniem stężenia siarki z 0,04% do 0,005% [6,7]. Przy zawartościach siarki mniejszych od 0,04% szczególne znaczenie siarczków dla obniżenia K_{Ic} oraz udarności powyżej temperatury przejściowej potwierdza również pozycja [8].



Rys. 2 Wpływ siarki na wielkość energii inicjowania i propagacji pęknięć [6]

Fig. 2 Influence of sulphur on the magnitude of the crack initiation and propagation energy [6]

Wtrąceniem tlenkowym przypisuje się identyczną rolę w procesie mikroodkształcenia osnowy i rozprzestrzeniania się pęknięć jak WN siarczkowym. Zasadniczo wynika to z faktu, że oddziaływanie wtrąceń zależy nie tyle od składu chemicznego zanieczyszczeń, co od ich kształtu i kierunku działania naprężeń. Niemniej, spotyka się w literaturze stwierdzenia, iż modyfikowanie staliwa mikrodotatkami ceru powoduje przede wszystkim zmniejszenie stężenia tlenu w roztworze stałym i na dyslokacjach, co ma istotniejszy wpływ na poprawę udurowości niż zmian formy wtrąceń [15,16]. Popycja [17] sugeruje natomiast mechanizm przeciwny: poprawa własności stopu jest wynikiem utworzenia nowych siarczków ceru, siarczkotlenków i tlenków ceru o globularnym kształcie i równomiernie rozłożonych w strukturze.

Ilościowe ujęcie związku wtrąceń z własnościami stopu jest głównie wynikiem opracowań statystycznych podających te zależności w postaci rów-

nań regresji. Jedynie w zakresie pękania plastycznego można odnotować pewne próby opisu fenomenologicznego takiego procesu zniszczenia. W latach siedemdziesiątych Edelson, Baldwin wykazali doświadczalnie, a Gurland na podstawie zasad probablistyki, iż odkształcenie plastyczne materiału jest proporcjonalne do wielkości "D" i udziału "V" obcych cząsteczek $D^{1/2} \cdot V^{-1/3}$, [18].

Analiza procesu formowania przerw materiałowych na wtrąceniach usytuowanych w plastycznej osnowie [19] - oparta przez Ashby'ego na teorii dyslokacji - doprowadziła do określenia długości kawern "b" inicjowanych na wtrąceniach o średnicy "D" [20] :

$$b = D ((1 + k_1) e^{\mathcal{E}} - k_1), \quad (1)$$

gdzie "E" jest odkształceniem, jakiego doznaje osnowa, a "k₁" wskaźnikiem spiętrzenia odkształceń. Przy krytycznej wartości stosunku długości kawern do ich wzajemnej odległości (rys. 3) $k_2 = b/L$ - reprezentującego dyspersję wtrąceń w stopie - Ashby i Mc Clintock podają relację określającą wielkości odkształcenia krytycznego "E_F", kiedy dochodzi do łączenia się porów poprzez zrywanie dzielących je mikropomostów [20,21] :

$$E_F = E_0 + \frac{1}{3} \ln \left[1 + \frac{2}{3} \frac{k_2^2}{k_1} \left(\frac{1-V}{V} \right)^2 \right], \quad (2)$$

gdzie:

E₀ - stała całkowania reprezentująca odkształcenie początkowe.

Według [21] krytyczna wartość $k_2 = b/L$ wynosi 0,22.

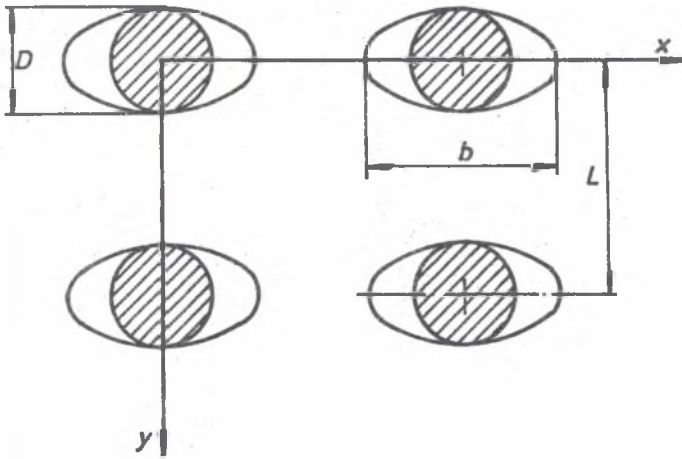
Również w [22,23] uznaje się wartość odkształcenia "E_F" za proporcjonalną do gęstości pustek "ρ":

$$E_F \approx \ln(1/\rho), \quad (3)$$

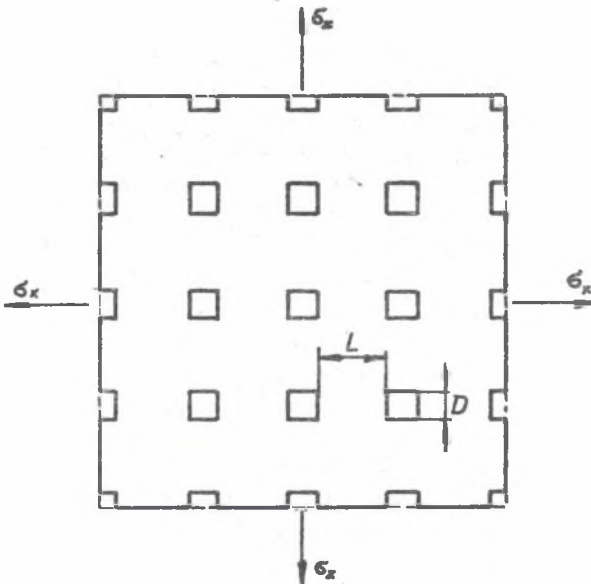
wskazując równocześnie na istotną poprawę własności stopu ze wzrostem jego czystości [24 + 27].

Traktując pory osnowy (np. wokół wtrąceń) jako pryzmatyczne kanały oraz określając ich dyspersję stosunkiem wielkości "D" do odległości "L",
rys. 4:

$$\frac{D}{L} = \exp \left(2 E_E \frac{V^{1/2}}{1 - V^{1/2}} \right), \quad (4)$$



Rys. 3 Szkic do modelu Mc Clintocka [21]
 Fig. 3 Sketch for the Mc Clintock model [21]



Rys. 4 Model Thomasona [29]
 Fig. 4 Thomason model [29]

Thomason stwierdził, iż definiujący ją udział porów "v" jest zarazem determinantą krytycznego naprężenia "σ", przy którym następuje proces łączenia porów i mikropeknięć ze szczeliną główną [28,29] :

$$\sigma = 0,844 k \operatorname{tg} \left[\frac{\pi}{2} \left(1 - \frac{v}{0,09} \right) \right], \quad (5)$$

gdzie:

$$k = \frac{\sigma_z - \sigma_x}{2},$$

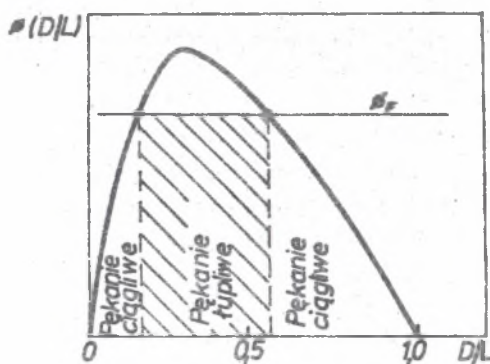
$\sigma_z, \sigma_z, \sigma_x$ - odkształcenie i naprężenia w kierunku osi z, x, rys. 4.

Na podstawie analizy odkształcenia "φ" modelu zawierającego mikroszczelinę [30] transponuje się także te rozważania na układ złożony z plastycznej osnowy i wtrąceń [31,32]. Porównując krzywą odkształcenia osnowy opisaną funkcją (6)

$$\phi = (4D \sigma_1 / \pi G) \ln \frac{L}{D} \quad (6)$$

z jego krytyczną wartością "φ_p" - występującą w momencie łączenia się sąsiednich obszarów mikroodkształcenia plastycznego (gdzie: σ₁, G - naprężenie w okresie inicjowania odkształcenia i moduł Kirchhoffa) - stwierdzono, iż przy "D/L" określonym w granicach ok. 0,2 ÷ 0,6 brak jest warunków energetycznych zabezpieczających proces odkształcenia plastycznego. W obszarze tym występują przełomy łupliwe natomiast w pozostałym zakresie "D/L" powstawać winny przełomy ciągłe [30,31], rys. 5.

Z przedstawionej w [31] analizy wynika jednak, iż dla tworzyw plastycznych - bez względu na wartość "D/L" - występują zawsze warunki hamowania procesu pęknięcia, podczas gdy dla metriału kruchego taki stan rzeczy jest możliwy dopiero przy D/L ≥ 0,2. Przy mniejszych wartościach "D/L" przyrost energii sprężystej układu jest większy od energii powierzchniowej, co pociąga spontaniczny charakter zniszczenia. Podkreśla się jednocześnie niezależny od gatunku tworzywa wzrost energii zniszczenia wraz ze zmniejszeniem "D/L". Intensywność tego wzrostu jest tym większa, im bardziej plastyczny jest materiał. Stwierdza się ponadto, że o ile maksymalne naprężenia niszczące występują w tworzywach plastycznych przy D/L ≤ 0,1, to w materiałach kruchych odpowiadają one stosunkowi D/L ≈ 0,5.



Rys. 5 Funkcja odkształcenia osnowy zawierającej wtrącenia (lub mikro-szczeliny) dla różnej wartości ich dyspersji "D/L", [30]

Fig. 5 Deformation function of the matrix containing inclusions (or microgaps) for different values of their dispersion "D/L" [30]

W zakresie kruchego zniszczenia stopów literatura stosunkowo skąpo naświetla oddziaływanie zanieczyszczeń. Najczęściej rozważa się współczynnik intensywności naprężeń " K_{Ic} " jako wielkość proporcjonalną do udziału " v " i średnicy wtrąceń " D " [32,33] lub do odległości " L " między WN [34] :

$$K_{Ic} \approx \frac{\sqrt{2 \sigma_y E \left(\frac{\pi L}{6}\right)^{1/3} D}}{\sqrt[6]{v}} \quad (7)$$

$$K_{Ic} \approx \sqrt{2E \sigma_y L} \quad (8)$$

gdzie " σ_y " jest naprężeniem na poziomie granicy plastyczności.

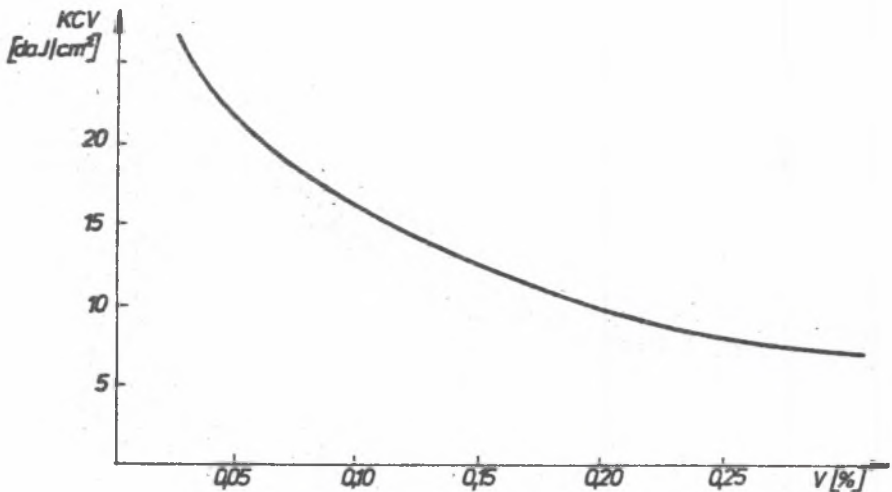
Zasadniczy kierunek działań w zakresie ustalenia ilościowego związku własności stopu z charakterystyką zbioru zanieczyszczeń oparty jest jednak na statystycznym opracowaniu wyników eksperymentów. Nakładanie się różnorodnych oddziaływań wtrąceń powoduje, iż w szeregu analizach brak jest niestety jednoznaczności. Przykładem mogą być między innymi relacje Van der Veena, określające zmianę umownej temperatury kruchości T_K przy kryterium 50% przełomu ciągliwego i przy poziomie udarności KCV = 6 daJ/cm² [35] :

$$T_k(50\%) = 88,6 - 11,7 \text{ Nr ziarna ASTM} + 200 \text{ C} - 30 \text{ Mn} + 300 \text{ P} - 0,076\%V, \quad (9)$$

$$T_k(\text{KCV}=6) = 92,3 - 13,2 \text{ Nr ziarna ASTM} + 190 \text{ C} - 31 \text{ Mn} + 250 \text{ P} + 0,019\%V, \quad (10)$$

gdzie: "V" - udział objętościowy fazy niemetalicznej, a pierwiastki składu chemicznego podane są w % wag.

Pozycja [35] także wskazuje na nieznaczną zależność temperatury przejściowej od udziału wtrąceń, uwypuklając przy tym silny spadek udatności wywołany wzrostem tej cechy stereologicznej, rys. 6.

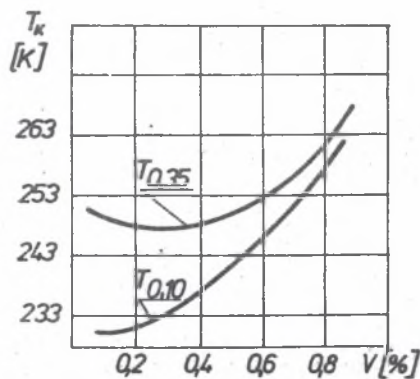
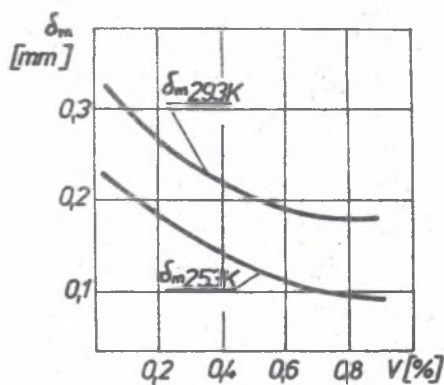
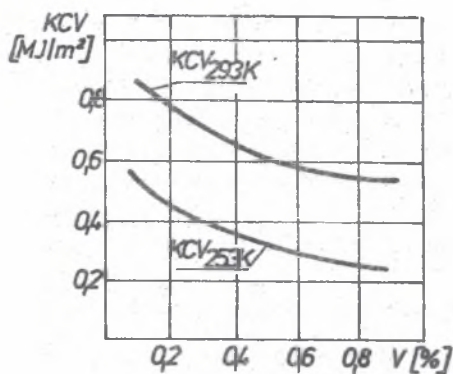


Rys. 6 Zależność udatności "KCV" od udziału objętościowego "V" w stali [35]

Fig. 6 Dependence of "KCV" impact resistance on volumetric portion "V" in steel

Badania P. Adamca sygnalizują jednak istotne zmiany zarówno umownej temperatury kruchości, jak i udatności "KCV" oraz rozwarcia dna karbu " δ_m " pod wpływem "V" [31], rys. 7. Także z [36] wynika, że obniżenie udatności Mesnagera w temperaturze 213 K o 2,2 daJ/cm² oraz umownej granicy plastyczności w temperaturze 293 K o 3 daN/cm² wywołane jest wzrostem udziału wtrąceń o 0,1% obj. Ewidentny wpływ udziału WN na wytrzymałość zmęczeniową (niezbędną do zniszczenia ilość cykli "N") przytacza również J. Ryś [37]:

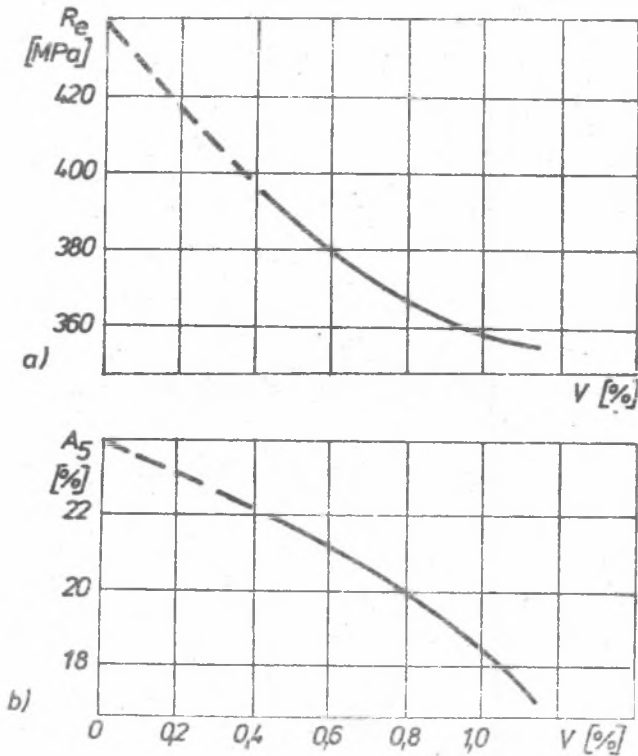
$$\lg N = 7,28 - 1,65 \lg V \quad (11)$$



Rys. 7 Wpływ udziału wtrąceń na własności plastyczne spoin [31]

Fig. 7 Influence of impurities portion on plastic properties of welds [31]

Spadek granicy plastyczności " R_e " wywołany wzrostem udziału objętościowego wtrąceń odnotowują ponadto prace [38 + 41]. Bielczenko [42] stosuje przy tej analizie zaproponowaną przez Clumingsa [43] metodykę, polegającą na porównaniu rzeczywistych (zmierzonych) własności stopu (R_e , A_5) z własnościami hipotetycznymi, jakimi dysponowałby metal nie zawierający wtrąceń. Wartości tych ostatnich określano poprzez ekstrapolację do poziomu zerowej zawartości WN, rys. 8. Wykazano tą drogą wykładniczy charakter wpływu ilości wtrąceń na " R_e " i " A_5 ". Na podstawie badań fraktograficznych zaprzeczają natomiast negatywny wpływ wtrąceń na udurowienie w zakresie temperatur 233 + 313 K [44,45]. Brak związku pomiędzy poziomem " R_e " a udziałem wtrąceń stwierdza się także w pracach [46,101].



Rys. 8 Zmiana granicy plastyczności i przewężenia względnego w funkcji udziału wtrąceń [42]; linia przerywana - ekstrapolacja do zerowej zawartości WN

Fig. 8 Change of the yield point and relative area reduction versus inclusion portion [42]; broken line - extrapolation to the zero content of the WN

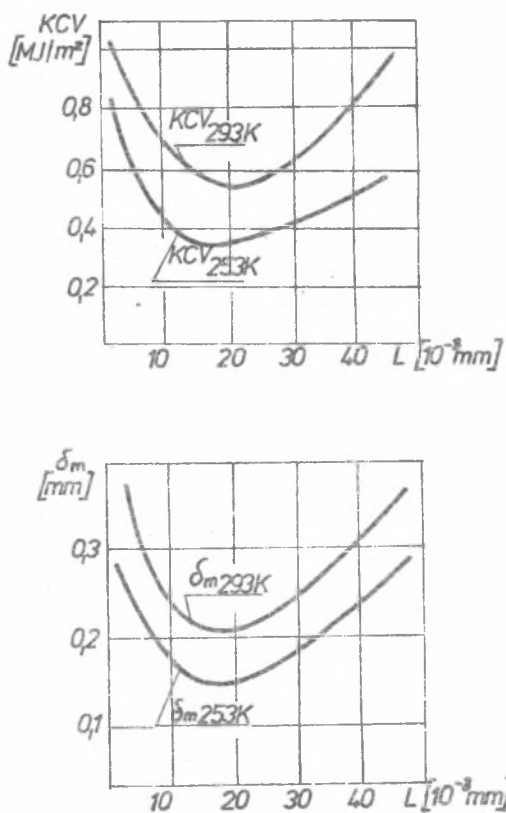
Zdaniem autorów ww. pozycji zmiana własności stopu jest wynikiem różnej odległości między wtrąceniami. Również z tą cechą stereologiczną wiąże

się w [48,49] proces inicjowania pęknięć. Jedynie w przypadku odległości między WN większej niż zasięg oddziaływania ich pól naprężeń nie będzie dochodzić do superpozycji tych ostatnich i nukleacji pęknięć [49]. Na logarytmiczną zależność przewężania "Z" oraz liniowy związek maksymalnego rozwarcia szczeliny δ_m w funkcji odległości wtrąceń "L" wskazuje L. Jezierski i A. Bochenek podając (przy współczynniku korelacji $R = 0,79$) zapis [50]:

$$Z = 33,74 \lg L - 19,66, \quad [\%] \quad (12)$$

$$\delta_m = 25,6 \cdot 10^{-6} L - 0,015, \quad [\text{mm}] \quad (13)$$

Mniej jednoznaczne wskazania odnotowuje się w pracy [31], gdzie minimum "KCV", " δ_m " obserwuje się przy $L = (10 \div 30) \cdot 10^{-3} \text{ mm}$, podczas gdy wzrost tych własności materiału występuje dla $20 \cdot 10^{-3} \leq L < 10 \cdot 10^{-3} \text{ mm}$, rys. 9.



Rys. 9 Wpływ odległości między wtrąceniami na własności spoin [31]

Fig. 9 Influence of distances between inclusions on the properties of welds [31]

W związku z tendencją do produkcji stopów o podwyższonej wytrzymałości maleje także krytyczny wymiar wtrąceń niemetalicznych, który z wielkości podkrytycznej przy niższej "R_e" staje się w tych warunkach wielkością inicjującą kruche pękanie.

Z badań Juffa, Petcha, Orowana wynika, że gdyby polikrystaliczne żelazo nie dysponowało zdolnością do odkształceń plastycznych, proces dekohezji inicjowałby już wtrącenia rzędu $(0,78 + 2) \cdot 10^{-3}$ mm, [51]. Plastyczna deformacja osnowy w stopach technicznych znacznie łagodzi ten warunek. Kinoshita uznaje za niebezpieczne wtrącenia o cięciwie $C \geq 5 \cdot 10^{-3}$ mm, [4]. W [36] również stwierdzono brak negatywnego wpływu wtrąceń o wielkości do $2,5 \cdot 10^{-3}$ mm, podczas gdy z pracy P. Adamca wynika jednak zmiana "KCV", " δ_m ", " T_K " dla WN o średnicy $(0,5 + 3,5) \cdot 10^{-3}$ mm, [31], rys. 10. Według [52] wielkość wady wyznaczonej na podstawie wartości " K_{IC} " określa krytyczną cięć wę tylko dla wtrąceń wykazujących współczynnik rozszerzalności cieplnej mniejszy niż osnowa (np. dla Al_2O_3). W odwrotnej sytuacji rzeczywista cięciwa WN może być większa niż obliczona wielkość wady krytycznej (np. dla siarczków). Prace [53 + 58] stwierdzają natomiast, że wtrącenia o wielkości do 10^{-4} mm - biorące udział w procesie umocnienia stopu - nie wykazują negatywnego wpływu na jego własności [53 + 56], a jedynie grupa wymiarowa WN $(0,1 + 50) \cdot 10^{-3}$ mm jest odpowiedzialna za proces inicjowania i propagacji pęknięć [57, 58]. Faktowi temu przeczą jednak badania Palmera, który analizując rozkład wielkości wtrąceń na przełamach powstałych w temperaturze 77 K, stwierdza, że inicjowanie mikro-pęknięć ma miejsce już na cząsteczkach rzędu $5 \cdot 10^{-6}$ mm, podczas gdy w temp. 293 K odpowiedzialnymi za ten proces są wtrącenia co najmniej trzykrotnie większe [59].

Coraz powszechniejsza staje się także analiza zmian własności stopu w funkcji tzw. długości wady zastępczej, czyli sumy iloczynów wielkości "C" oraz ilości wtrąceń " N_A " w badanych klasach ich rozkładu:

$$W = \sum_i (N_{Ai} C_i) \cdot \left[\frac{10^{-3} \text{ mm}}{\text{mm}^2} \right] \quad (14)$$

Prace S. Rudnika, E. Wieczorek i innych [60, 61] wykazują, że i w tym przypadku ocena wpływu sumy długości WN (na powierzchni 1 mm^2) na zmianę przewężenia stali nie jest jednoznaczna. Mimo tego faktu spotyka się coraz częstsze zastosowanie tej cechy stereologicznej oraz postulat, aby uznać ją za miarodajny wskaźnik zanieczyszczenia stopu. W publikowanych relacjach empirycznych podkreśla się logarytmiczną zależność badanych własności tworzywa od sumy długości wtrąceń. Opierając się na [62, 63, 64] niektóre z tych charakterystyk można przedstawić w zapisie:

- całkowite odkształcenie rozciąganej próbki:

$$\epsilon = \lg [70(3 - W) - 5] \quad (15)$$

- temperatura kruchości przy kryterium KCV = 6 daJ/cm²:

$$T_K = 180 W - 260, \quad [K] \quad (16)$$

- maksymalna udarność w temp. otoczenia:

$$KCV = 51,9 (3 - \lg W) - 1,7, \quad \left[\frac{\text{daJ}}{\text{cm}^2} \right] \quad (17)$$

- długość wady krytycznej (określonej na podstawie pomiaru rozwarcia dna karbu δ_m w metodzie COD):

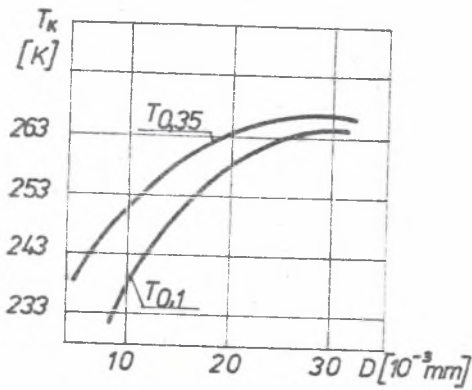
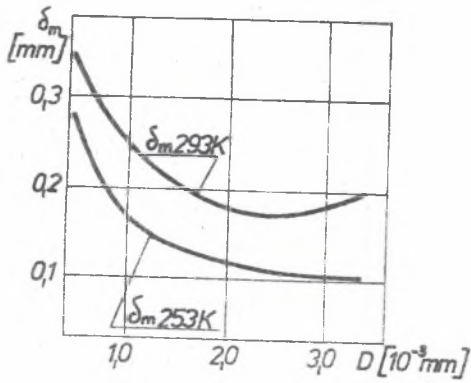
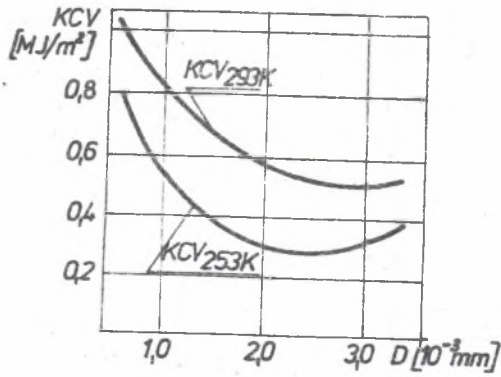
$$a_{kr} = 185 (3 - \lg W) + 21, \quad [\text{mm}] \quad (18)$$

Z przytoczonych relacji (o współczynniku korelacji $R = 0,86$) wynika, że graniczne zanieczyszczenie stali niskowęglowej wtrąceniami wynosi

$1000 \frac{10^{-3} \text{mm}}{\text{mm}^2}$, a mimo to długość wady krytycznej w tych stopach nie jest mniejsza niż 21 mm. Stosując podobną metodykę badawczą, w pracy [65] podano natomiast wykładniczą zależność udarności blach (w kierunku poprzecznym) od sumy długości wtrąceń siarczkowych, rys. 11.

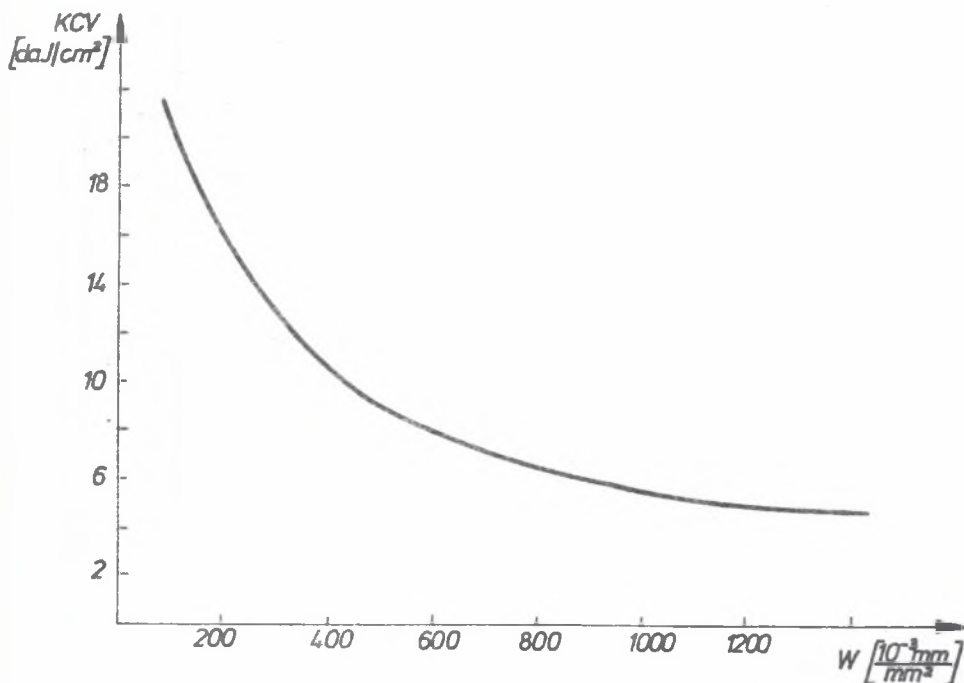
$$KCV = 298 \frac{1}{100\sqrt{W^{57}}} , \quad \left[\frac{\text{daJ}}{\text{cm}^2} \right] \quad (19)$$

Mimo sygnalizowania zależnej od temperatury intensywności oddziaływania wtrąceń brak jest niestety ilościowej koncepcji uwzględniającej ten fakt. Ogólną tendencją - przewijającą się na marginesie szeregu prac - jest stwierdzenie, że w temperaturach wysokich - zabezpieczających warunki odkształcenia plastycznego - następuje nukleacja porów na wtrąceniach oraz dalszy ich wzrost i koagulacja w trakcie deformacji plastycznej. Ilość tych porów, a zarazem WN na przełomach, jest proporcjonalna do ogólnego ich udziału V. Wtrącenia wyznaczają w tym przypadku tzw. krytyczną ścieżkę pękania. Wzrost stopnia zanieczyszczenia obniża w bardzo wyraźny sposób własności plastyczne stopu, a rola WN związana jest tak z okresem inicjowania jak i propagacji mikroszczelin. Wraz z obniżeniem temperatury odnotowuje się zmniejszenie ilości wtrąceń oraz pustek na przełomach. Powstające w obszarze przejściowym mikropęknięcia łączą się w czasie odkształcenia plastycznego przy współdziałaniu WN.



Rys. 10 Wpływ wielkości wtrąceń (średniej) na własności spoin [31]

Fig. 10 Influence of inclusions magnitude (mean one) on the properties of welds [31]



Rys. 11 Zmiana udarności w funkcji długości wady zastępczej (sumy długości siarczków) [65]

Fig. 11 Change of impact resistance as a function of the substitute defect length (sum of sulphide lengths) [65]

Na podstawie spostrzeżenia, iż w temperaturach niskich odnotowuje się przy różnym udziale zanieczyszczeń niewiele zmieniającą się ilość wtrąceń na przekrobie, stwierdza się, że rola WN w tych warunkach termicznych sprowadza się jedynie do inicjowania mikropęknięć, podczas gdy w okresie propagacji jest ona niewielka.

W związku ze wzrostem " R_m ", " R_e " - towarzyszącym obniżeniu temperatury - maleje jednak krytyczny wymiar wady inicjującej proces dekohezji. W niskich temperaturach należy zatem oczekiwać bardziej wyraźnego obniżenia własności plastycznych przy wzrastającej wielkości wtrąceń, w temperaturach wyższych proces ten winien przebiegać znacznie łagodniej. Szereg z przedstawionych spostrzeżeń jest również udziałem pracy [31]. Przedstawione w niej równania regresji liniowej oraz ich graficzna interpretacja (rys. 8, 10, 11) wykazują jednak poprawę "KCV" czy " δ_m " (przy zmniejszeniu "V", "D" lub wzroście "L") bez względu na temperaturę badania próbek.

Równoległość krzywych opisujących dla różnych temperatur zmiany własności stopu w funkcji tych cech stereologicznych WN można zinterpretować w tym

przypadku jako niezależne od temperatury oddziaływanie "V", "D", "L", co pozostaje w sprzeczności z podanymi wcześniej uwagami.

Jak wynika z przedstawionego opracowania, problem ilościowego oddziaływania wtrąceń niemetalicznych na własności stopów nie posiada jednolitego modelu fenomenologicznego. Pewne próby dotyczą jedynie plastycznego zniszczenia ciał. W dominującej większości zmiany własności tworzywa pod wpływem wtrąceń są wynikiem opracowań statystycznych. Prezentowane równania regresji wiążą jednak tę kwestię z dowolną cechą stereologiczną reprezentującą zbiór wtrąceń. Prowadzi to częstokroć do niejednoznacznych bądź nawet sprzecznych wniosków. Szeroko pojęta charakterystyka zanieczyszczeń nie znajduje także dotychczas rozwiązania analitycznego w zakresie intensywności ich oddziaływania związanej z temperaturą pracy elementu.

Mimo tych uwag prezentowany materiał jest dowodem bardzo istotnej roli wtrąceń niemetalicznych w procesie kształtowania własności plastycznych tworzyw konstrukcyjnych i stanowi zarazem wyraz szerokiego zainteresowania pragmatyki inżynierskiej tymi zagadnieniami.

LITERATURA

- [1] Krieszczanowski N. i in.: Lit. Proizw. Nr 11, 1965.
- [2] Krieszczanowski N.: Lit. Proizw. Nr 3, 1972.
- [3] Yokobori T.: An Interdisciplinary Approach to Fracture and Strength of Solids. Wolters - Nordhoff Scientific Publications LTD Groningen, 1970.
- [4] Kinoshita T.: Imono Nr 8, 1973.
- [5] Stachura S., Wysocka K.: Metalozn. i Obr. Ciepl. Nr 20, 1976.
- [6] Heisterkamp F., Meyer L.: Thyssenforsch. Nr 1, 1971.
- [7] Meyer L., Bühler H.: Thyssenforsch. Nr 1, 1971.
- [8] Phillips W.: Metalurg. Transac. Nr 1, 1973.
- [9] Zikiejew W.: Mietał. Tiern. Obr. Miet. Nr 11, 1973.
- [10] Georgijew M. i in.: Fiz. Miet. Mietałk. Nr 6, 1969.
- [11] Ruczajenko A.: Stal Nr 10, 1972.
- [12] Farrell K., Watmough T.: Journ. of Met. s. 541/555, 1965.
- [13] Maciejny A.: Kruchość metali. Śląsk K-ce, 1973.
- [14] Stachura S.: Przegl. Odl. Nr 5, 1972.
- [15] Braun M. i in.: Institut. Probl. Litjs AN USSR, Kijew 1968.
- [16] Butko M. i in.: Mietał. Obrab. Miet. Nr 11, 1973.
- [17] Miedzinskaja J.: Fiz. Chim. Miec. Matier. Nr 3, 1974.
- [18] Garland J., Gangulee A.: Trans. of the Metal. Sty of AIME Nr 239, 1967.
- [19] Ashby M.: Z. Metallk. Nr 1, 1964.
- [20] Ashby M.: Phil. Mag. s. 1157, 1966.
- [21] Mc Clintock F.: Journ. of Appl. Mech. s. 363, 1968.

- [22] Mc Glintock F., Argon A.: Mechanical behavior of materials. Addison-Wessley Publ. Comp., 1966.
- [23] Backofen W.: Deformation processing. Addison - Wessley Publ. Comp., 1972.
- [24] Biggs W., Pratt P.: Acta Met. t. 6, 1958.
- [25] Cohen M.: Proc. IC STIS t. 11, 1970.
- [26] Jagannadham K.: Mat. scien. s. Eng. t. 20, 1975.
- [27] Plateau J. i in.: Rev. Metall. t. 54, 1957.
- [28] Gałaski L., Pilcer S.: Mechanika pękania. Skr. Pol. Wrocł., 1979.
- [29] Thamasan P.: J. Inst. of Metals Nr 96, 1968.
- [30] Bilby B. i in.: Proc. Roy. Soc. t. 279A, 1964.
- [31] Adamiec P.: Zesz. Nauk. Pol. Śl. Nr 80 - Mechanika, 1984.
- [32] Farrar R.: Weld. a. Metal. Fabr. Nr 10, 1976.
- [33] Hahn G., Rosenfield A.: Metallurg. Trans. Nr 4, 1975.
- [34] Smith W. i in.: Mechanika Nr 20, 1982.
- [35] Lubuška A.: Mat. II Ogólnopolskiej Konf. "Stale SPW", Gliwice 1971.
- [36] Cybo J., Jura S.: Krzep. met. i stopów PAN t. 3, 1980.
- [37] Ryś J., Wolak Z.: Archiwum Hut. t. 19, 1974.
- [38] Bersztajn M., Zajmowski W.: Struktura i mechaniczjeskije swojstwa metażow. Mietażurgija, Moskwa 1970.
- [39] Edelson B., Baldwin W.: Trans. ASM Nr 55, 1962.
- [40] Keeler J.: Trans. ASM Nr 48, 1956.
- [41] Keeler J.: Journ. of Met. Nr 8, 1956.
- [42] Bielczenko i in.: Miet. Gorn. Prom. Nr 6, 1975.
- [43] Cummings H. i in.: WAD - CTR Nr 57, 1958.
- [44] Bonnet C.: Soud. Techn. Conn. Nr 7/8, 1980.
- [45] Socte W.: Soud. Techn. Conn. Nr 5/6, 1980.
- [46] Averbach B. i in: Trans. ASM Nr 44, 1952.
- [47] Shaw R. i in: Trans. ASM Nr 45, 1953.
- [48] Bocksbank D., Andrews K.: Iron a. Steel Inst. t. 207, 1979.
- [49] Wolak Z.: Zesz. Nauk. ART Olsztyn Nr 11, 1982.
- [50] Jezierski L., Bochenek A.: Mat. X Konf. Metaloznawczej PAN PTM Kraków, 1979.
- [51] Petch P. - w zbiorze: Uspiechi fiziczjeskich nauk. Mietażurgizdat, t. 2, 1955.
- [52] Kiesseling R., Nordberg H.: Production a. Appl. of Clean Steels, s. 179/185, 1972.
- [53] Baach H.: Oerlikon Schweissmitt Nr 31, 1961.
- [54] Farrar R., Tuliani S.: W.R.I. Nr 4, 1975.
- [55] Chin L.: Weld. Journ. Nr 2, 1962.
- [56] Rudnik S., Pytel S.: Archiwum Hut. Nr 1, 1979.
- [57] Rudnik S., Pytel S.: Hutnik Nr 2, 1974.
- [58] Butnicki S.: Spawalność i kruchość stali. WNT, Warszawa, 1975.
- [59] Palmer I. i in.: Physical Basis of Yield and Fracture. Proc. Oxford Conference, s. 53, 1966.
- [60] Rudnik S., Wieczorek E.: Mat. X Konf. Metaloznawczej PAN, PTM, Kraków 1979.

- [61] Simpson J.: Mat. IX Konf. Metaloznawczej PAN, PTM, Kraków 1977.
[62] Lubuska A.: Mat. X Konf. Metaloznawczej PAN, PTM, Kraków 1979.
[63] Wieczorek E.: Mat. I Konf. n. t. Metody badań odporności materiałów na pękanie PAN, IMZ, Gliwice, 1979.
[64] Wieczorek E.: Mat. X Konf. Metaloznawczej PAN, PTM, Kraków 1979.
[65] Rudnik S. i in.: Mat. X Konf. Metaloznawczej PAN, PTM, Kraków 1979.

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ КОЛИЧЕСТВЕННОГО ВЫРАЖЕНИЯ ИЗМЕНЕНИЙ СВОЙСТВ СПЛАВОВ В
ФУНКЦИИ ХАРАКТЕРИСТИКИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ

Р е з ю м е

Представленная работа является результатом литературных исследований проблемы описания свойств сплавов в функции определённой количественной характеристики загрязнений. Из библиографического просмотра следует, что количественное выражение влияния неметаллических включений на свойства сплавов не имеет однородной феноменологической модели. Некоторые попытки касаются только лишь области пластического разрушения тел. Отсутствует также аналитическое описание интенсивности воздействия загрязнений, связанной с температурой работы элемента. В преобладающих являются результатом статистических разработок. Представленные уравнения регрессии связывают, однако, эту проблему с принятой произвольно для анализа стереологической чертой, как представителя множества НВ, показывая неоднократно относительно низкий уровень статистических тестов. Это часто ведёт к неоднозначным или даже противоположным выводам. В разработке кроме того указывается на зарисовывающуюся на полях ряда работ общую тенденцию относительно связи включений с процессом разрушения происходящим в разных температурах работы элемента.

SOME OF THE ASPECTS OF QUANTITATIVE FORMULATION OF ALLOY PROPERTY CHANGES VERSUS NON-METALLIC INCLUSIONS CHARACTERISTIC

S u m m a r y

The presented work is a result of literature studies on the problem of the description of changes in the alloy properties versus suitable quantitative characteristic of impurities. It results from survey of the literature that quantitative formulation of the non-metallic inclusions influence on the alloy properties is devoid of a uniform phenomenological model. Some attempts deal with the range of plastic destruction of substances only. There is no analytic description of intensity of the impurities effect related to the temperature of element operation either. In prevailing majority the changes of plastic properties under influence of the inclusions are the result of statistic studies.

The presented regression equations connect however this question with any stereological feature accepted for the analysis as a representative of the WN set showing many a time relatively low quality level of statistical tests. It leads often to ambiguous or even self-contradictory conclusions. It has been pointed also in the article to a certain general tendency appearing in numerous analyses, with reference to the relationship between inclusions and process of destruction occurring at different temperatures of the element's operation.