

Jerzy CYBO

ROLA WTRĄCEN NIEMETALICZNYCH W PROCESIE ZNISZCZENIA STOPÓW

Streszczenie. W pracy omówiono mechanizmy oddziaływania wtrąceń niemetalicznych w procesie zniszczenia ciał. Są one wynikiem badań elastooptycznych, modelowania matematycznego, jak i obserwacji mikroskopowych. Ich elementy wynikają także z aplikacji adekwatnych zagadnień teorii sprężystości i plastyczności. Przedstawione uwagi są rezultatem studiów literaturowych. Odnotowane kwestie dotyczą m.in. oddziaływania pól naprężeń zlokalizowanych wokół WN z przemieszczającymi się dyslokacjami oraz roli zanieczyszczeń jako koncentratorów naprężeń. Oprócz uwag ogólnych w tym względzie, omówiono związek współczynnika koncentracji naprężeń z kształtem wtrąceń oraz stosunkiem jego modułu sprężystości podłużnej i osnowy. Podano także wpływ wzajemnej relacji ich współczynników sprężystości poprzecznej na podatność wtrąceń do pęknięcia oraz na rozprzestrzenianie się mikropeknięć. Podkreślone zostało również znaczenie wtrąceń w procesie trzyetapowego zniszczenia stopu, tj. w okresie inicjowania mikropeknięć na WN, w fazie wzrostu mikroszczelin oraz w etapie spontanicznej propagacji.

WSTĘP

Właściwe wykorzystanie tworzyw konstrukcyjnych uwarunkowane jest ich zdolnością do odkształcenia plastycznego. Procesem tej deformacji zawiadują zarówno mechanizmy aktywowane cieplnie, jak i nie związane bezpośrednio z działaniem temperatury. Te ostatnie determinowane są w danym stanie naprężeń i odkształceń przez czynniki metalurgicznego stanu materiału, jak: zasadniczy skład chemiczny stopu i mikrododatki oraz ich mikrosegregacja, stopień odgazowania, udział składników struktury i wielkość ziarn, ilość, wielkość, morfologia i rozłożenie wtrąceń niemetalicznych. Czynniki te kształtowane są zarówno w czasie zabiegów metalurgicznych, jak i w procesie krystalizacji odlewów. Jedynie jednak poprzez odpowiednią inżynierię w okresie wytwarzania stali możliwe jest efektywne kształtowanie pożądanых cech fazy niemetalicznej.

Proces krystalizacji wiąże się nierozzerwalnie z występowaniem mikrosegregacji wykazującej bardzo mocny wpływ na ciągliwość stopu i jego odporność na zniszczenie. Brak równowagi termodynamicznej powoduje, iż otaczający ramiona dendrytów ciężki metal wykazuje zwiększone stężenie domieszek i składników stopowych o niższej temperaturze krzepnięcia, przy czym według skłonności do mikrosegregacji dendrytycznej pierwiastki te można

uszeregować: S, Nb, P, Sn, As, Mo, Cr, Si, Mn, Ni [1]. Jedynie cztery ostatnie wykazują zdaniem Fleminga i Katamisa [2] mało istotny związek z szybkością chłodzenia podczas krystalizacji, aczkolwiek St. Stachura stwierdza bardzo intensywne oddziaływanie mikrosegregacji manganu na poziom udarności [3]. Również Masumoto podkreśla silną segregację zanieczyszczeń i tworzenie się siarczków oraz tlenosiarczków na granicy kryształów Fe - γ w czasie przemiany perytektycznej staliwa ($C > 0,1\%$), co jest powodem gwałtownego spadku udarności [40]. Rezultatem występującej mikrosegregacji jest z reguły powstawanie przełomów międzyziarnistych staliwa [4-9].

Związek mikrosegregacji z procesem kruchego pęknięcia wynika z następujących przyczyn [10]:

- pierwiastki ulegające segregacji na granicach ziarn obniżają ich energię, a zarazem wytrzymałość kohezyjną,
- pierwiastki segregujące w okolicach źródeł generujących dyslokacje hamują ich aktywność i zmniejszają tym samym zdolność ciał do odkształceń plastycznych
- zróżnicowane stężenie pierwiastków w mikroobjętościach ciała powoduje **nierównoczesne** zachodzenie przemian fazowych w tych obszarach w czasie stygnięcia, a tym samym prowadzi do wysokiego lokalnego stanu naprężeń wewnętrznych. Ich fluktuacje mogą osiągnąć poziom wytrzymałości kohezyjnej.

Ze względu na znikomą rozpuszczalność szkodliwych domieszek w staliwie w stanie stałym pierwiastki, takie jak S, O występują głównie w postaci wtrąceń niemetalicznych. Ich udział w procesie zniszczenia dotyczy zarówno tworzenie przełomów plastycznych, jak i kruchych: łupliwych oraz międzyziarnistych. Te ostatnie mogą występować tak w przypadku segregacji domieszek na granicach ziarn, jak i na skutek obecności faz obcych w tych obszarach [9].

W otoczeniu wtrąceń stwierdza się zwiększoną w porównaniu z osnową gęstość wakensów i dyslokacji [11,12], przy czym te ostatnie doznają często zakotwiczenia na wtrąceniach [13]. Ponieważ relaksacja naprężeń obciążonego elementu może zachodzić w drodze mikroodkształcenia plastycznego bądź poprzez nukleację mikropełnięć, zatem szczególnie w obszarach ciała o wysokiej koncentracji naprężeń (jaką wywołują WN oraz współdziałające z nimi pola naprężeń dyslokacji) należy liczyć się z możliwością pęknięcia kruchych wtrąceń i tworzenia szczeliny o długości krytycznej.

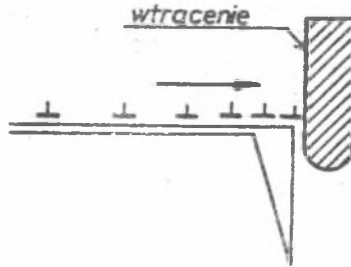
Wśród wielu czynników zmniejszających ruchliwość dyslokacji - a tym samym ograniczających możliwość odkształcenia plastycznego przez poślizg - wymienia się także oddziaływanie przemieszczających się dyslokacji z polami naprężeń zlokalizowanymi wokół wtrąceń, jak i współdziałanie z polami naprężeń zgęszczonej ilości dyslokacji w rejonie WN [9,12]. Czastki te mogą rzutować więc na wzrost oporu tarcia σ_i oraz współczynnika blo-

kowania ich ruchu k_y [9,14]. Mikroodkształcenie plastyczne może zatem przebiegać w tych warunkach dopiero przy wyższym naprężeniu uaktywniającym, co jest szczególnie niebezpieczne dla elementów pracujących w temperaturach obniżonych, kiedy zwiększa się granica plastyczności i wrażliwość stopu na obecność wszelkich mikrowad materiału. Odkształcenie plastyczne materiału przed frontem pękania nie zabezpiecza więc relaksacji naprężeń i w efekcie dochodzi do dekohezji postępującej wzdłuż płaszczyzn łupliwości lub po granicach ziarn, jeśli te ostatnie cechują się obniżonym stanem energetycznym [5, 8, 9].

Obecność wtrąceń i wydzieleni utrudnia także zdaniem T. Yokoboriego poślizg poprzeczny [9]. Ponieważ WN są jednym z czynników wywołujących koncentrację naprężeń, fakt ten może rzutować również na proces bliźniakowania odkształceniowego, gdyż źródłem tej formy deformacji są miejsca spiętrzenia naprężeń [9]. Bliźniakowanie ma miejsce szczególnie w niskich temperaturach i przy dużych szybkościach odkształceń (np. przy obciążeniu dynamicznym), ale zauważa się także ten efekt w temperaturach niewiele niższych od 293 K - właśnie w rejonie mikroszczelin i miejsc wysokiej koncentracji naprężeń - nawet przy statycznym rozciąganiu stali niskowęglowej [9]. Według Briggsa i Pratta może to wywołać powstawanie kolejnych mikroszczelin, gdyż granice ziarn zbliźniakowanych stanowią z kolei przeszkody dla ruchu dyslokacji (model Zenera - Stroha), o ile tylko szerokość bliźniaka jest nie mniejsza niż 1000 Å [14,15]. Ponadto, duża prędkość wzrostu bliźniaka uniemożliwia zajście procesu relaksacyjnego w drodze poślizgu, co jest charakterystycznym zjawiskiem w niskich temperaturach i sprzyja jednocześnie wzrostowi ilości bliźniaków [9]. O ile materiał wykazuje łatwość inicjowania szczelin, to według Tetelmana [16] proces bliźniakowania podwyższa jego plastyczność, a gdy zarodkowanie mikroszczelin jest utrudnione - bliźniakowanie obniża własności plastyczne.

Mechanika pękania koncentruje się raczej na związku dekohezji z zarodkowaniem mikroszczelin interpretowanym na podstawie teorii dyslokacji, rzadziej łącząc ten proces z egzystencją wewnętrznych mikrowad materiału. Opracowane modele nukleacji mikropęknięć traktują je z reguły jako wynik zachodzącego odkształcenia plastycznego [9,14,17,18]. Wśród blokadowych koncepcji tworzenia mikroszczelin na uwagę zasługuje model Yokoboriego-Zenera (rys.1) gdzie wtrącenia stanowią bariery dla ruchu dyslokacji, w wyniku czego te ostatnie doznają spiętrzenia i koalescencji do rozmiarów dyslokacji wielokrotnej stanowiącej już zarodek pęknięć [19,20]. W szeregu pracach podkreśla się, że zamiast szukać ilościowo-przyczynowych związków między odkształceniem plastycznym a naprężeniem niszczącym, korzystniej byłoby przyjąć bardziej zunifikowaną koncepcję. Zakładać ona powinna, iż liczność wewnętrznych mikrowad rzeczywistego materiału jest tak duża, że początek dekohezji może z równym prawdopodobieństwem stanowić koncentracja naprężeń wywołana ich obecnością, jak i spowodowana pewnymi konfiguracjami dyslokacji. Należy zatem liczyć się z potencjalnym zarodko-

waniem mikropełnięć w miejscu koncentracji naprężeń na wtrąceniach, wydzieleniach, mikroporach, na granicy międzyfazowej ferryt-cement, czy też na skutek obniżenia energii wiązania granic ziarn przez domieszki i WN [9,21] .



Rys. 1 Model Yokoboriego-Zenera inicjowania mikropełnięć na wtrąceniach niemetalicznych [19,20]

Fig. 1 Yokobori-Zener's model of microcracks initiation on the non-metallic inclusions [19,20]

Jak wynika z przedstawionych uwag, jednym z oddziaływań wtrąceń jest spełnianie roli wewnętrznego mikrokarbu. Rozważając płytę rozciąganą naprężeniem nominalnym σ_n , stwierdza się, że w przekroju zawierającym karb (np. w postaci wydłużonego wtrącenia o głównej osi prostopadłej do σ_n) naprężenia nie są rozłożone równomiernie, gdyż jego powierzchnie nie przenoszą obciążeń [9,22] . W pobliżu wierzchołka występuje tym większa koncentracja naprężeń, im dłuższy jest karb oraz gdy promień zaokrąglenia jego dna jest mniejszy. Materiał sąsiadujący z takim wewnętrznym mikrokarbem (wtrąceniem) nie doznaje istotnego i równomiernego odkształcenia plastycznego. W stosunku do wektorów panujących naprężeń nominalnych powstają w konsekwencji naprężenia normalne o składowych stycznych i prostopadłych do krawędzi karbu. Zaistniały trójosiowy stan naprężeń oraz płaski stan odkształceń działają hamująco na proces odkształcenia plastycznego [9,22] . Deformacja ta nie wystąpi w tym obszarze mimo osiągnięcia przez największe ze składowych naprężeń granicy plastyczności. Relaksacja naprężeń przez mikroodkształcenie nie może zatem zaistnieć, dokąd różnica ekstremalnych naprężeń rozciągających nie osiągnie poziomu R_e [22] . W wytworzonym stanie bardziej prawdopodobne jest jednak wystąpienie stosunku naprężeń głównych $\sigma_2/\sigma_3 \rightarrow 1$ i $\sigma_2/\sigma_1 \rightarrow 1$, co w konsekwencji prowadzi do relaksacji przez utworzenie mikroszczeliny i daje początek procesowi dekohezji [9].

Na podstawie teorii sprężystości Yokoborii [9] przedstawił za Edwardsem i Niszioką zmianę współczynnika koncentracji naprężeń w funkcji kształtu wtrącenia oraz stosunku jego modułu sprężystości podłużnej (E') i osnowy (E). Wielkość i rozkład koncentracji naprężeń na granicy z osnową zależy od czynników:

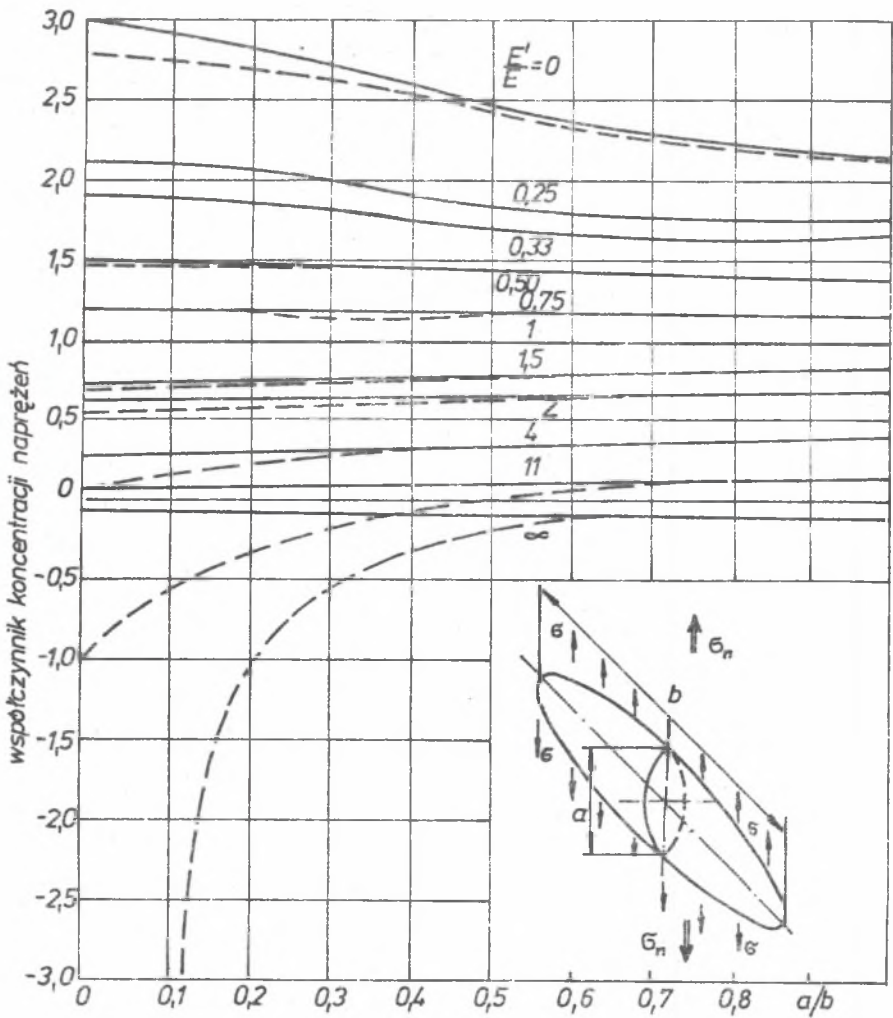
- koherencji WN z osnową,
- różnic własności sprężystych (moduły Younga i współczynniki Poissone'a),
- różnic własności plastycznych (granica plast., A_5 i in.),
- różnic współczynników rozszerzalności cieplnej,
- kształtu wtrącenia,
- wielkości WN,
- odległości między sąsiednimi wtrąceniami określającej ich wzajemne oddziaływanie,
- liczby WN lub ich udziału objętościowego,
- jednorodności rozłożenia wtrąceń w osnowie.

Zakładając pełną koherencję WN z osnową oraz identyczne ich współczynniki Poissone'a, można sformułować następujące wnioski (przy działającym prostopadle do głównej osi elipsoidu naprężeniu rozciągającym) rys.2:

- stosunek naprężenia na powierzchni wtrącenia do nominalnego naprężenia w osnowie (współczynnik koncentracji) jest tym większy, im niższy moduł Younga wykazuje wtrącenie ($E'/E \rightarrow 0$),
- nieco większa koncentracja naprężeń występuje na końcu małej osi wtrącenia niż na końcu osi dużej (z wyjątkiem WN o $E'/E > 11$),
- tylko dla wtrąceń wykazujących $E'/E \approx 0,75 \div 2$ koncentracja naprężeń ma prawie stałą wartość na całej powierzchni WN, w innych przypadkach współczynnik koncentracji jest tym większy, im wtrącenie bardziej odbiega od kształtu sferoidalnego ($a/b \rightarrow 0$),
- w przypadku długich i bardzo twardych WN ($E'/E = 11 \div \infty$) koncentracja naprężeń na wierzchołku wtrącenia wielokrotnie przewyższa spiętrzenie na małej osi,
- minimalną koncentrację naprężeń wywołują wtrącenia bardzo twarde ($E'/E > 11$), o ile tylko ich kształt jest niewiele różny od kulistego ($a/b = 1 \div 0,8$),
- maksymalny współczynnik koncentracji naprężeń przyjmuje wartość 3 w przypadku, gdy zamiast wtrącenia wystąpi por ($E'/E = 0$) lub gdy wtrącenie znacznie odbiega od sferoidalnego ($a/b = 0$).

Uwzględniając różnice własności plastycznych osnowy i wtrącenia, stwierdza się także, iż w przypadku plastycznego odkształcenia osnowy zawierającej miękkie WN ($E'/E < 0$) koncentracja naprężeń na ich powierzchni nie będzie występować, jeśli tylko nie dojdzie do wykruszenia fazy obcej [9]. W przypadku powstania porów w wyniku wyrwania WN wystąpi wielokrotny wzrost naprężeń w stosunku do poziomu nominalnego, co prowadzi do inicjowania mikropeknięć.

Wnioski te potwierdzają badania elastooptyczne i modelowanie matematyczne. Między innymi w pracy P. Adamca podkreśla się fakt spiętrzenia naprężeń na wtrąceniach, gdzie współczynnik koncentracji mieści się w granicach $1,1 \div 1,3$ dla kulistych WN i wzrasta do (max.) 2,7 dla zainicjowanych na WN mikropeknięciach, podczas gdy dla szczeliny głównej wynosi on około 3,7.

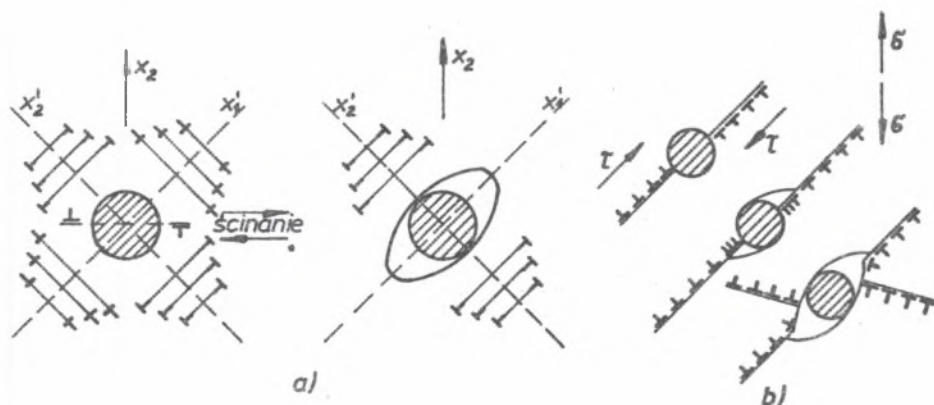


Rys. 2 Zmiana współczynnika koncentracji naprężeń w funkcji kształtu wtrącenia (a/b), modułu Younga WN i osnowy (E'/E) [9]; linia ciągła - koncentracja naprężeń na końcu małej osi wtrącenia, przerywana - na końcu osi długiej

Fig. 2 Change of stress concentration coefficient as a function of the inclusion shape (a, b), Young's modulus WN and matrix (E'/E) [9]; full line - stress concentration at the end of the short axis of inclusion, broken line - at the end of the long axis

Spostrzeżenia te odnotowano przy różnym rozmieszczeniu symulowanych wtrąceń, konkludując tym samym, iż pozostaje ono bez wpływu na spiętrzenie naprężeń [23].

Zniszczenie układu składającego się z osnowy i wtrąceń niemetalicznych powinno przebiegać zdaniem wielu autorów trzyetapowo, wykazując okres inicjowania mikropęknięć na WN, fazę wzrostu mikropęknięć i ich łączenia się do rozmiarów wady krytycznej oraz etap spontanicznej propagacji szczeliny [24,25]. Zwłaszcza w okresie inicjowania mikroszczelin podkreśla się szczególną rolę wtrąceń, twierdząc, iż wszystkie WN stanowią zarodki mikropęknięć [26]. Mikropęknięcia te mogą być wynikiem pęknięcia wtrąceń [27,28], dekohezji powierzchni międzyfazowej WN - osnowa [26,29] bądź nukleacji i wzrostu pustek wokół nieodkształcalnych cząstek drugiej fazy [30,31]. Mikropustki są w tym przypadku efektem znacznych naprężeń normalnych wywołanych przez tworzące się w rejonie WN pętle dyslokacji, co prowadzi w konsekwencji do ich koalescencji i tworzenia pustek w materiałach ciągliwych, rys.3.

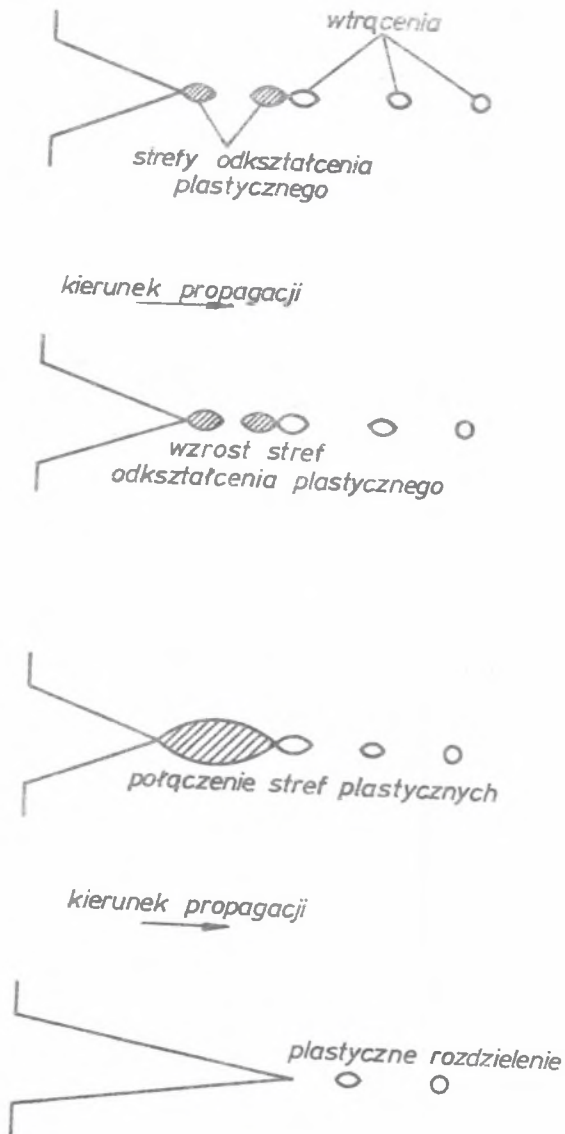


Rys. 3 Mechanizmy zarodkowania mikropustek - a) wg [30], b) wg [31]

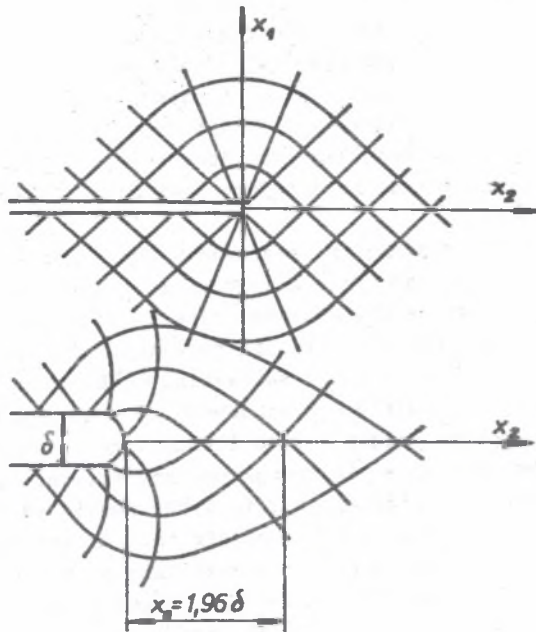
Fig. 3 Mechanisms of microvoids' nucleation - a) according to [30], b) according to [31]

Dalszy rozwój procesu zniszczenia przy współdziałaniu wtrąceń może przebiegać zgodnie z koncepcją, w której WN wyznaczają tzw. najkrótszą ścieżkę pęknięcia, rys. 4. W wyniku działających naprężeń normalnych następuje łączenie strefy plastycznej przed głównym frontem pęknięcia z mikroobszarami odkształcenia plastycznego i mikroszczelinami w rejonie WN, co prowadzi do uzyskania krytycznej wartości odkształcenia, a tym samym do osiągnięcia krytycznej wielkości szczeliny [29,32].

Strefę krytycznego odkształcenia, nazywanego też obszarem przepiężenia [33], analizuje się także w pracy [34]. Według Rice'a rosnące odkształcenie materiału powoduje zmianę prostych linii poślizgu w krzywe spirale, zogniskowane w odległości podwójnego rozwarcia szczeliny ($x_c = 1,96 \delta$), rys. 5. Wywołana tym faktem koncentracja odkształceń prowadzi do nukleacji mikropustek oraz ich wzrostu, szczególnie w obecności wtrąceń [34].



Rys. 4 Model zniszczenia przy współudziale wtrąceń [29,32]
 Fig. 4 Destruction model with participation of inclusions [29,32]



Rys. 5 Pole linii poślizgu w koncepcji zniszczenia ciał wg [34]
 Fig. 5 Area of the path of shear in the formulation of substance destruction according to [34]

Mimo iż ciągliwość materiału zależy wśród innych czynników od wtrąceń niemetalicznych - które również zdaniem Gilmana zawiadują nukleacją mikroszczelin - to często uważa się, że wpływ WN dla okresu propagacji pęknięć ma mniejsze znaczenie, gdyż decydującym kryterium oceny ciągliwości winien być opór osnowy na rozprzestrzenianie szczeliny a nie na jej inicjowanie [35]. W zasadzie pokrywa się to z koncepcją Kochendorfera, który twierdzi, iż powstanie pierwszych mikropęknięć - bez względu na sposób ich zainicjowania - nie stanowi jeszcze przeszkody wywołującej dalsze spiętrzenie liniowych defektów sieci, a raczej rozluźnia ich ustawienie poprzez pochłanianie spływających do niego dyslokacji [36]. Faktowi temu przeczy jednak przedstawiony przez Yokoboriego model, gdzie wcześniej powstałe mikroszczeliny pociągają tworzenie nowych pęknięć w wyniku superpozycji naprężeń [9,37]. Na podstawie [5] należałoby także stwierdzić, że obecność WN dostarcza "torów" dla dalszej propagacji na skutek tendencji płaszczyzn łupliwości do zbiegania się we wtrąceniach. W pracy [38] wskazuje się również na powstawanie pęknięć wtórnych na wydłużonych wtrąceniach eutektyki siarczkowej. Wymienione efekty zależą według Jagannadhama od wzajemnej relacji modułów sprężystości poprzecznej osnowy (G) i wtrą-

czenia (G') [39]. Wynika stąd, iż naprężenie potrzebne do propagacji szczeliny przez zawierające mikropęknięcie wtrącenia niemetaliczne zmniejszy się, gdy moduły Kirchhoffa pozostaną w relacji $G' > G$. Sytuacja ta ma miejsce bez względu na usytuowanie pęknięcia w środku WN czy na granicy międzyfazowej z osnową, przy czym w tym ostatnim przypadku naprężenie niszczące może przyjmować jeszcze mniejsze wartości. Podatność do pęknięcia wtrąceń jest tym większa, im mniejszy jest moduł G' lub większa długość mikroszczeliny [39].

Przedstawione w niniejszym opracowaniu mechanizmy oddziaływania wtrąceń niemetalicznych w procesie zniszczenia ciał są wynikiem badań elastooptycznych, modelowania numerycznego, jak i obserwacji mikroskopowych. Ich elementy wynikają także z aplikacji adekwatnych zagadnień teorii sprężystości i plastyczności. O ile zatem wyniki tych badań w większości nie pozostają względem siebie w sprzeczności, to praktyczny aspekt oceny roli WN w stopach - sprowadzający się do ilościowego opisu procesu zniszczenia ciał z udziałem wtrąceń - nie został poparty dotychczas jednolitą koncepcją. Próby fenomenologicznego ujęcia tych kwestii są skromne, a prezentowany związek własności stopu z (różnie interpretowaną) charakterystyką zanieczyszczeń sprowadza się przede wszystkim do równań regresji budzących w szeregu przypadkach kontrowersje. Zagadnieniom tym poświęcone jest opracowanie "Niektóre aspekty ilościowego ujęcia zmian własności stopów w funkcji charakterystyki wtrąceń niemetalicznych".

LITERATURA

- [1] Bojarski Z.: Mikroanalizator rentgenowski. Śląsk, Katowice 1971.
- [2] Kattamis T., Flemings M.: Trans.M.S.Aime Nr 5, 1965.
- [3] Stachura St.: Przegl. Odl. Nr 8-9, 1975.
- [4] Butko N. i in.: Mietał. Obrab. Miet. Nr 11, 1973.
- [5] Gubała J. i in.: Sprawozd. z pracy NBO2, Inst. Odl. Pol. Śl. 1977.
- [6] Niederchoff L. i in.: Neue Hütte t. 20, Nr 11, 1975.
- [7] Riżikow A. i in.: Lit. Proizw. Nr 7, 1973.
- [8] Shaw R. i in.: Trans. ASM Nr 45, 1953.
- [9] Yokobori T.: An Interdisciplinary Approach to Fracture and Strength of Solids. Wolters - Nordhoff Scientific Publications LTD Groningen, 1970.
- [10] Farrell K.: Journal of Metals, s. 541/555, 1965.
- [11] Gleguzin J., Kriwogłaz M.: Dwiżženije makroskopiczjeskich wkluczženij w twiordych tjeżach. Mietałżurgija, Moskwa 1971.
- [12] Bielenko G. i in.: Miet. Gorn. Prom. Nr 6, 1975.
- [13] Morawiec H. i in.: Mat. X Konf. Metaloznawczej PAN, PTM, Kraków 1979.
- [14] Maciejny A.: Kruchosc metali. Śląsk, Katowice 1973.
- [15] Hull D.: Phil. Mag t. 3, 1958.
- [16] Tetelman A. i in.: Fracture of Structural Materials. J. Wiley. London 1967.

- [17] Butnicki St.: Spawalność i kruchość stali. WNT, Warszawa 1975.
- [18] Cottrell A.: Własności mechaniczne materii. PWN, Warszawa 1970.
- [19] Yokobori T.: The Strength Fracture and Fatigue of Materials. Tłum. na j.ang. Nordhoff, Holandia 1965.
- [20] Yokobori T.: Appl. Phys. Mech. t. 24, 1957.
- [21] Yokobori T., Gilman J.: Fracture of Solids. AIME Interscience, 1963.
- [22] Malkiewicz T.: Metaloznawstwo stopów żelaza. PWN, Warszawa 1978.
- [23] Adamiec P.: Zesz. Nauk. Pol. Śl. "Mechanika" Z. 80, 1984.
- [24] Lubuska A.: Mat. X Konf. Metaloznawczej PAN, PTM, Kraków, 1979.
- [25] Wieczorek B.: Prace IMŻ Nr 30, 1978.
- [26] Hill D., Passoja D.: Weld. Journ. Nr 11, 1974.
- [27] Rudnik S., Pytel S.: Arch. Hutnictwa Nr 1, 1979.
- [28] Rudnik S., Pytel S.: Hutnik Nr 2, 1974.
- [29] Farrar R.: Weld. a. Metal. Fabr. Nr 10, 1976.
- [30] Ashby M.: Z. Metallk. Nr 1, 1964.
- [31] Broek D.: Eng. Fract. Mech. Nr 1, 1973.
- [32] Chin L.: Weld. Journ. Nr 2, 1962.
- [33] Kraft J.: Appl. Met. Res. Nr 4, 1964.
- [34] Rice I., Johnson M.: The role of large crack tip geometry changes in plane strain fracture. W zb. Inelastic behavior of solids. Mc Grow-Will., 1970.
- [35] Gilman J.: Proc. Crack Propagation Symposium. Granfield, ref. 95, 1962.
- [36] Kochendorfer A. i in.: Internat. Journ. of Fracture, Nr 3, 1975.
- [37] Crowan E.: Atmnyj miechanizm razruszenija. Tłum. z j. ang. Metożur-gizdat 1963.
- [38] Cybo J.: Krzep. met. i stop. PAN t. 5, Ossolineum 1982.
- [39] Jagannadham K.: Mat. scien. a. Eng. t. 20, 1975.
- [40] Masumoto I. i in.: Trans. J.W.S. Nr 2, 1974.

РОЛЬ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ПРОЦЕССЕ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ И ЛИТОЙ СТАЛИ

Р е з ю м е

В работе обсуждены механизмы воздействия неметаллических включений в процессе разрушения тел. Они являются результатом фотоупругих исследований, математического моделирования, а также микроскопических наблюдений. Их элементы следуют также из аппликации адекватных вопросов теории упругости и пластичности. Представленные замечания являются результатом литературных исследований. Отмеченные проблемы касаются также воздействия полей напряжения локализованных около НВ с перемещающейся дислокацией, а также роли загрязнений как концентраторов напряжений. Кроме общих замечаний в этом отношении была обсуждена связь коэффициента концентрации напряжений с формой включений, а также отношением её модуля прольной упругости и основы. Также

представлено влияние взаимного соотношения их коэффициента поперечной упругости на податливость включений на распространение микротрещин. Было также подчеркнута значение включений в процессе трёхэтапного разрушения сплавов, т.е. во время начала микротрещин на НВ, в фазе увеличения микротрещин, а также на этапе непроизвольного распространения.

ROLE OF NON-METALLIC INCLUSIONS IN THE PROCESS OF ALLOY DESTRUCTION

S u m m a r y

In the work the mechanisms of the influence of non-metallic inclusions in the process of the destruction of substances have been discussed. They are the result of photo-elastic studies, mathematical modelling and microscopic observations. Their elements results also from the application of the adequate problems of the theory of elasticity and plasticity. The presented remarks are based on the professional literature. The questions touched upon in the article concern among others the influence of stress areas located around WN together with the mobile dislocations and role of impurities as the stress concentrators. Besides general remarks in this respect the relationship between the coefficient of the stress concentration and shape of the inclusion and the proportion between its longitudinal elasticity modulus and metallic matrix have been discussed. The effect of the mutual relations of their lateral elasticity coefficients on the susceptibility of the inclusions to fracture and on the propagation of microfissures have also been given. The significance of the inclusions in the process of three - stage destruction of the alloy, i.e. in the period of the microfissures formation in WN at the time of broadening of the microfissures and at the stage of spontaneous propagation have also been emphasized.