

PASMA ŚCINANIA JAKO CZYNNIK PROCESU PĘKANIA PLASTYCZNEGO PODCZAS POPRZECZNEGO ŚCINANIA METALI

STANISŁAW DZIDOWSKI (WROCŁAW)

Przedstawiono doświadczalne studium rozwoju pasm ścinania i pękania plastycznego podczas poprzecznego ścinania (Moda II) wstępnie odkształconej stali 0,04% C ($\epsilon_g = 84\%$). Niniejsza praca stanowi kolejną, doświadczalną weryfikację wielowariantowego modelu mechanizmu pękania plastycznego, proponowanego przez autora. Model ten opiera się na lokalizacji odkształceń w pasmach ścinania oraz ich interakcji ze sobą i granicami ziaren. Przeciwstawiono go modelowi pękania przez zarodkowanie i rozwój owalnych pustek oraz innym znanym modelom pękania. Uzyskane wyniki badań dokumentują przede wszystkim sugerowane przez autora relacje między rozwojem pasm ścinania oraz pękaniem wzdłuż tych pasm, pękaniem po granicach ziaren i morfologią przełomów. Wykazano przy tym, że same fraktografie przełomów nie mogą stanowić jednoznacznego dowodu na potwierdzenie znanych mechanizmów pękania plastycznego. Badania przeprowadzono na mikroskopie elektronowym (SEM).

1. WPROWADZENIE

Cięcie materiałów metodami dekohezji sterowanej może stanowić jedną z najbardziej materiało- i energo-oszczędnych technologii cięcia.

Dalsze doskonalenie tej technologii wymaga jednak głębszego poznania natury pękania plastycznego. Wiedza o pękaniu w procesie cięcia wydaje się niedostateczna. Składa się na to wiele przyczyn.

Kryteria plastyczności początkowej lub pękania kruchego wymagają jedynie znajomości bieżącego stanu naprężeń. Tymczasem pękanie plastyczne zależy od całej historii naprężeń, odkształceń i obrotów. Ta dodatkowa złożoność jest prawdopodobnie typową cechą wszelkich przełomów ciągliwych. Dlatego też pękanie plastyczne jest analizowane najczęściej przy prostych stanach naprężeń, takich jak rozciąganie, ściskanie lub skręcanie.

W badaniach procesu cięcia przeważały początkowo prace dotyczące wpływu parametrów technologicznych na siłę cięcia i jakość otrzymywanych półfabrykatów. Następnie zajmowano się obszerną syntezą tych czynników [1 i 2].

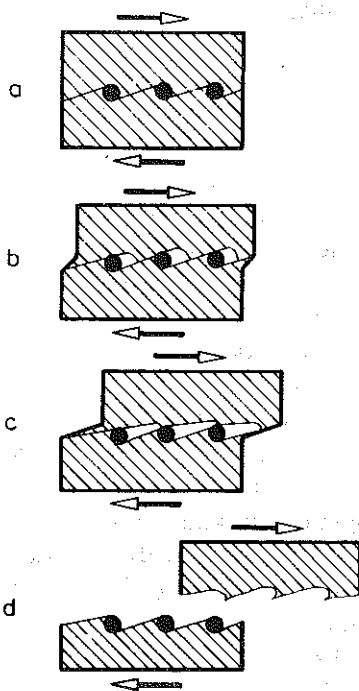
W teoretycznych analizach rozkładu naprężeń w strefie cięcia stosowano natomiast metodę linii poślizgu lub metodę wizjoplastyczności [3, 4 i 5]. W rozważaniach opartych na metodzie linii poślizgu upraszczano najczęściej model materiału do modelu sztywno-idealnie-plastycznego [6]. Powyższe uproszcze-

nia oraz niska rozdzielczość metod wizjoplastyczności utrudniały pełną analizę procesu cięcia. Analiza ta była bowiem możliwa tylko dla początkowych zagłębień noży. Zagłębienie noża nie przekraczało wartości wyznaczonej przez maksimum siły tnącej [5] lub przez początek pęknięcia ciętego materiału [7].

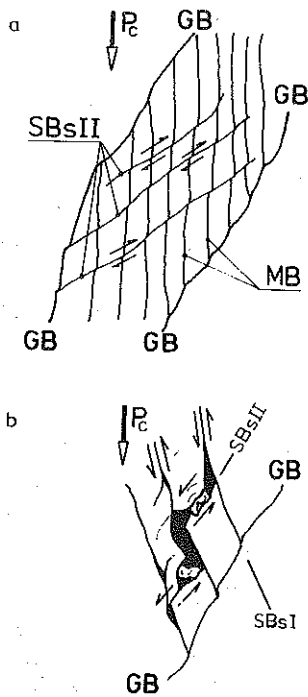
Analityczne określenie wartości siły tnącej czy też oszacowanie siły, przy jakiej rozpoczyna się pęknięcie ciętego materiału, nie rozwiązuje problemu jakości cięcia. Oszacowania te nie umożliwiają bowiem przewidywania kształtu trajektorii pęknięcia i różnego od niej kształtu przełomu.

Przy wyjaśnianiu przebiegu pęknięcia podczas cięcia odwoływano się najczęściej do osiągnięć teorii pęknięcia przez zarodkowanie i rozwój pustek [8—13] lub teorii ścinania adiabatycznego [14 i 15]. Teorie te weryfikowane były przeważnie przy prostych stanach naprężeń. Uważano przy tym, że izotermiczne ścinanie jest wręcz niemożliwe bez wcześniejszego powstania pustek [11]. W efekcie tego nasze wyobrażenie o przebiegu pęknięcia w procesie cięcia sprowadzało się najczęściej do przedstawionego na rys. 1.

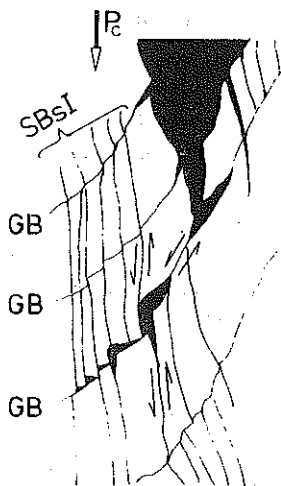
Zdaniem autora niniejszej pracy znane modele pęknięcia plastycznego są mało przydatne do wyjaśnienia przebiegu pęknięcia w procesie cięcia. Dotyczy to również częściowo modeli proponowanych w pracach [16 i 17]. Za pomocą znanych modeli szczególnie trudno wytłumaczyć różnice między kształtem tra-



Rys. 1. Powszechnie znany model mechanizmu pęknięcia plastycznego przez zarodkowanie i rozwój owalnych pustek



Rys. 2. Proponowany model mechanizmu pęknięcia plastycznego w wyniku wzajemnych reakcji pasm ścinania SBsI i SBsII: *a* — rozwój odkształceń przed pękaniem, *b* — zarodkowanie i rozwój pęknięcia wzdłuż SBsII



Rys. 3. Proponowany model mechanizmu pęknięcia plastycznego wzdłuż pasm ścinania SBsI, rozwieranych pod wpływem poślizgu po granicach ziaren GB

jektorii pękania i topografią przełomu. Wydaje się, że odwoływanie się tylko do jednego rodzaju mikromechanizmu pękania nie wyjaśni tych różnic.

Na podstawie analizy przebiegu i mechanizmu lokalizacji odkształceń [18—21] autor niniejszego opracowania proponuje rozróżnianie trzech mechanizmów pękania (rys. 2 i 3).

Wspólną cechą tych mechanizmów jest bezpośredni lub pośredni związek pękania z lokalizacją odkształceń w tak zwanych pasach ścinania SBs. Różnice polegają natomiast na skali zjawiska i sposobie niszczenia spójności ciętego materiału. Najogólniej mechanizmy te można zdefiniować następująco:

I. Pęknięcie przez częściowe rozwieranie materiału wzdłuż kilku równoległych, zablokowanych pasm ścinania SBsI (rys. 2). Kierunek SBsI jest w tym przypadku zbliżony do kierunku cięcia. Pęknięcie magistralne rozwija się w obrębie jednego ziarna, wzdłuż uprzednio zablokowanego pasma poprzecznego SBsII.

II. Pęknięcie przez rozwieranie materiału wzdłuż pojedynczego pasma ścinania SBsI pod wpływem poprzecznie zorientowanego poślizgu po granicach ziaren (rys. 3). Długość takiego pęknięcia (rozwarcia) jest równa szerokości jednego lub kilku przecinanych przez SBsI ziaren.

III. Pęknięcie poślizgowe wzdłuż granic ziaren osłabionych w wyniku obrotu i reakcji z niewspółpłaszczyznowymi pasmami ścinania SBsI i SBsII (rys. 3).

Powyższe propozycje znalazły już doświadczalne potwierdzenie [19, 20 i 21]. Zauważono jednak, że w zależności od struktury i stanu badanego materiału zmieniają się wzajemne udziały wyżej wymienionych mechanizmów pęknięcia. Stwierdzono np., że przy ścinaniu wyżarzanej, gruboziarnistej stali 0,04% C dominuje udział poślizgu i pęknięcia po granicach ziaren [20 i 21]. Powoduje to znaczne rozwieranie materiału wzdłuż pęknięcia magistralnego. W efekcie tego, wynikowa powierzchnia przełomu ma znaczną wypukłość. Z technologicznego punktu widzenia jest to niekorzystne.

Celem niniejszej pracy jest doświadczalna weryfikacja proponowanego modelu pęknięcia w odniesieniu do materiału wstępnie odkształconego. Pęknięcie materiałów wzdłuż pasm ścinania jest bowiem, jak do tej pory, mało poznane. Podobnie ma się rzecz, jeżeli idzie o naturę wcześniejszej lokalizacji odkształceń w pasmach ścinania, chociaż ta ostatnia jest obecnie szeroko badana [22 i 23]. Trzeba jednak stwierdzić, że badania te w znikomym stopniu dotyczą ścinania poprzecznego. Wpływ wstępnego odkształcenia na przemieszczanie powierzchni swobodnej omówiono w pracy [24].

2. BADANIA

Badania przeprowadzono na szlifowanych próbkach płaskich o wymiarach $100 \times 25 \times 2,3$ mm ścinanych wzdłuż boku o wymiarze 25 mm. Próbkę wykonano ze wstępnie odkształconej stali węglowej o składzie chemicznym podanym w tablicy 1. O wyborze tej stali zdecydowało jej podstawowe znaczenie

Tablica 1. Skład chemiczny badanej stali 0,04% C wg PN-81/H-84023 oraz wielkość ziaren w stanie wyjściowym (przed odkształceniem wstępnym)

Znak stali	Zawartość składników, %										Wielkość ziaren	
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	N ₂	O ₂	Numer	Średnia średnica d, mm
04	max 0,04	max 0,20	max 0,20	max 0,025	max 0,03	max 0,10	max 0,10	max 0,10	max 0,012	max 0,03	1 do 3	0,177

w grupie stali węglowych oraz jednorodność struktury ułatwiająca interpretację wyników badań.

Własności mechaniczne (tablica 2) badanej stali określano w próbie rozciągania na maszynie wytrzymałościowej firmy INSTRON 1126. Próbę przepro-

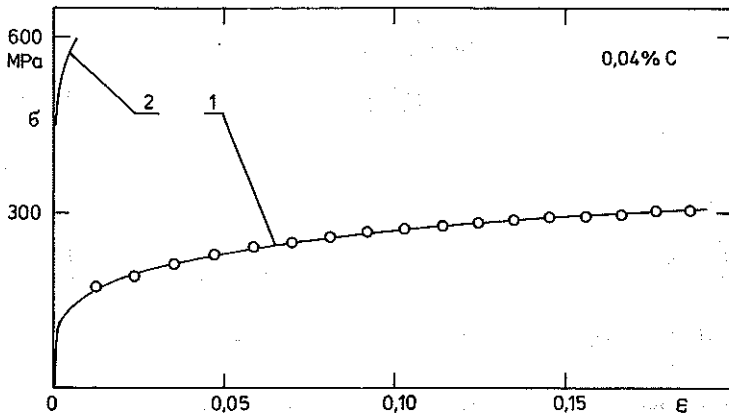
Tablica 2. Wymiary próbek płaskich i własności mechaniczne określone w próbie rozciągania stali 0,04% C

Lp.	Stan materiału	Wymiary próbek			Własności mechaniczne		
		a_0 mm	b_0 mm	L_0 mm	$R_e/R_{0,2}$ MPa	R_m MPa	A_5 %
1	Stan wyjściowy	5	25	65	127	305	48,8
2	Po odkształceniu wstępnym $\varepsilon_g = 84\%$	2	25	40	(590)	596	—

wadzono zgodnie z PN-80/H-04310. Stosowano próbki płaskie bez główek o wymiarach podanych w tablicy 2. Wykresy siły rozciągania jako funkcji wydłużenia uzyskano stosując ekstensometr o bazie 25 mm współpracujący z mostkiem tensometrycznym typu AT970 (produkcji polskiej) i rejestratorem $X Y_1 Y_2$ firmy RIKEN DENSHI model D-72BP produkcji japońskiej. W tablicy 3 podano wartości parametrów równań krzywych umocnienia badanej stali

Tablica 3. Parametry C , n , ε_0 i współczynniki korelacji r krzywych umocnienia stali 0,04% C przed i po odkształceniu wstępnym $\varepsilon_g = 84\%$

Lp.	Stan materiału	Rodzaj równania						
		$\sigma_p = C\varepsilon^n$			$\sigma_p = C(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n$			
		C MPa	n	r	C MPa	n	ε_0	r
1.	Stan wyjściowy	453,622	0,2362	0,99926	447,208	0,2282	-0,00141	0,99937
2.	Po odkształceniu wstępnym	953,434	0,0811	0,94844	778,313	0,0453	-0,00044	0,99211



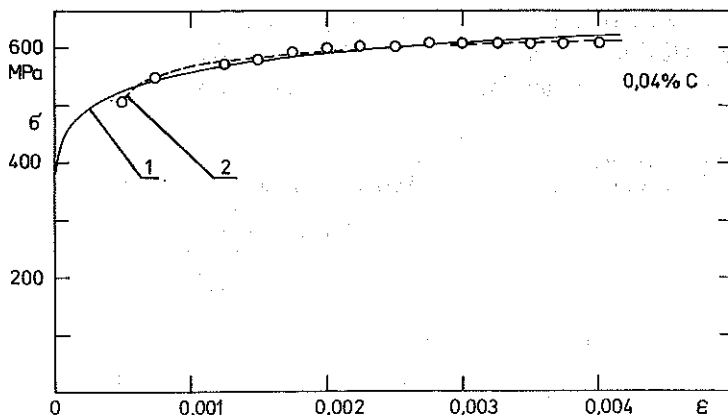
Rys. 4. Porównanie krzywych umocnienia badanej stali 0,04% C: 1 — przed odkształceniem wstępnym, 2 — po odkształceniu wstępnym. Widoczne punkty pomiarowe oraz krzywe umocnienia wykreślone według zależności $\sigma_p = C\epsilon^n$

przed i po odkształceniu wstępnym uzyskanym metodą walcowania na zimno. Odkształcenie wstępne wynosiło

$$\epsilon_g = \frac{g_0 - g_k}{g_0} = 84\%,$$

gdzie g_0 oznacza grubość początkową (15 mm) oraz g_k grubość po walcowaniu (2,4 mm).

Wybór wartości odkształcenia wstępnego wynikał z dążenia do możliwie maksymalnego obniżenia zdolności materiału do umocnienia odkształceniowego podczas cięcia [24]. Przekroczenie wspomnianej wartości odkształcenia wstępnego mogłoby doprowadzić do nadmiernego pocienienia próbek i utraty



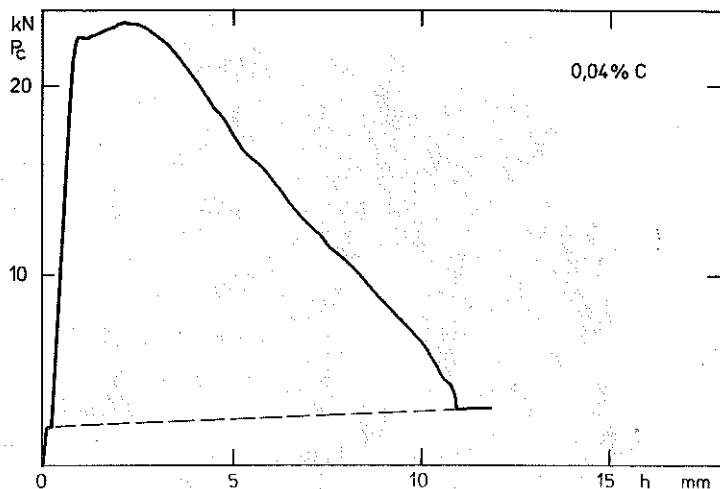
Rys. 5. Krzywa umocnienia odkształconej wstępnie stali 0,04% C. Odkształcenie wstępne $\epsilon_g = 84\%$. Widoczne punkty pomiarowe oraz krzywe wykreślone według zależności 1 — $\sigma_p = C\epsilon^n$, 2 — $\sigma_p = C(\epsilon_0 + \epsilon)^n$

ich stateczności na skutek wyboczenia pod działaniem siły tnącej. Zasadniczym celem obniżania zdolności stali do umocnienia odkształceniowego było znaczne przyspieszenie lokalizacji odkształceń, zwiększenie czytelności obszaru lokalizacji oraz czytelności mechanizmów niestateczności i późniejszego pęknięcia ścinanego materiału. Na rys. 4 porównano krzywe umocnienia badanej stali uzyskane przed (krzywa 1) i po odkształceniu wstępnym (krzywa 2). Rysunek 5 ilustruje krzywą umocnienia stali wstępnie odkształconej, wykreśloną w skali zwiększającej czytelność krzywej w porównaniu z rys. 4 — krzywa 2. Krzywą umocnienia stali wstępnie odkształconej (stosowanej w dalszych badaniach) wyznaczono w zakresie odkształceń trwałych,

$$\varepsilon = \ln \frac{l}{l_0},$$

wynoszących od 0,00074 do 0,004. Najmniejsza wartość tych odkształceń była nieco większa od wartości odkształcenia $\varepsilon = 0,0004998$, odpowiadającego umownej granicy sprężystości $R_{0,05}$, a największa bliska odkształceniu wytrzymałości na rozzerwanie R_m .

Cięcie realizowano w przyrządzie napędzanym hydrauliczną maszyną wytrzymałościową ZD100. Przeciętna prędkość ścinania wynosiła 0,02 mm/s, a temperatura cięcia 293 K. Szczelina między krawędziami tnącymi noży miała wartość około 0,05 mm. Wykres siły tnącej P_c jako funkcji przemieszczenia h krawędzi tnącej ilustruje rys. 6. Proces cięcia przerywano w różnych jego stadiach, a to odpowiadających przemieszczeniom h (rys. 6): *a* — przed maksimum siły tnącej, *b* — maksimum siły tnącej, *c* — trzem wartościami przemie-



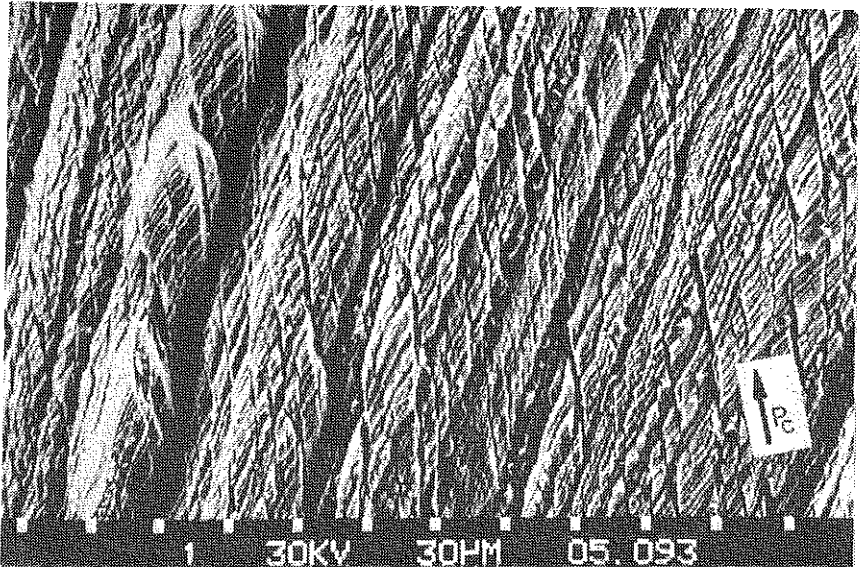
Rys. 6. Wykres siły tnącej P_c jako funkcji przemieszczenia h krawędzi tnącej. Stal 0,04% C odkształcona wstępnie ($\varepsilon_g = 84\%$). Linia przerywaną zaznaczono przebieg siły niezbędnej do przemieszczania noża bez ścinanej próbki. Linia ciągła odpowiada sumarycznej wartości siły tnącej P_c i oporów występujących w przyrządzie

szczeń h z zakresu od maksimum siły tnącej do fazy poprzedzającej rozdzielenie materiału, d — zupełnemu rozdzieleniu próbek. Nadcięte próbki badano na mikroskopie elektronowym (SEM) stosując powiększenia od 30 do 10000 razy. Celem badań elektronomikroskopowych była analiza rozwoju pasm ścinania SBs w strefie lokalizacji odkształceń [18 i 19] oraz analiza związku między rozwojem odkształceń w pasach ścinania i późniejszym pękaniem wzdłuż pasm ścinania oraz po granicach ziaren. Ponadto badano związek mechanizmu pękania plastycznego z topografią powierzchni przełomu. Większość obserwacji przeprowadzono wzdłuż kierunku pęknięć magistralnych [19 i 21], a w przypadku próbek zupełnie rozdzielonych w pobliżu krawędzi: powierzchnia boczna — powierzchnia przełomu. Z przeprowadzonych obserwacji wykonano dokumentację fotograficzną po 100 do 150 zdjęć z każdej próbki. Liczba obserwacji znacznie przekraczała podaną liczbę zdjęć.

3. WYNIKI BADAŃ

3.1. Rozwój pasm ścinania

Intensywny rozwój pasm ścinania podczas poprzecznego cięcia umocnionej stali 0,04% C rozpoczyna się z chwilą wystąpienia maksimum siły tnącej P_c . Potwierdza to opisany wcześniej rodowód niestateczności siły w procesie cięcia [19].

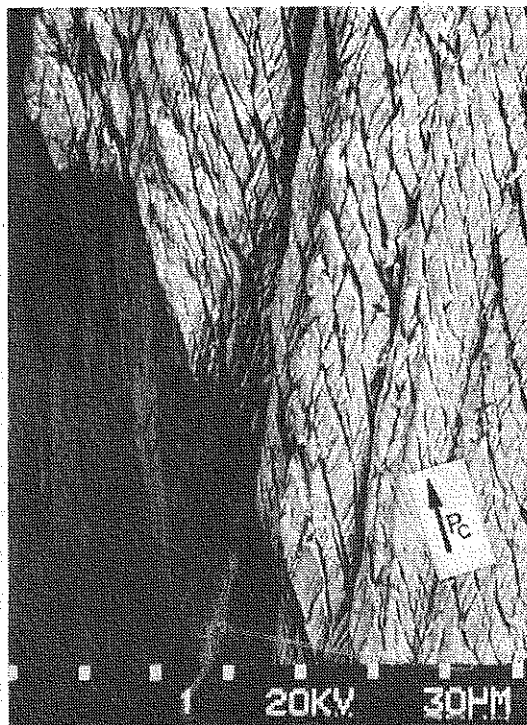


Rys. 7. Rozwój pasm ścinania w strefie lokalizacji odkształceń podczas cięcia badanej, wstępnie odkształconej stali 0,04% C (SEM)

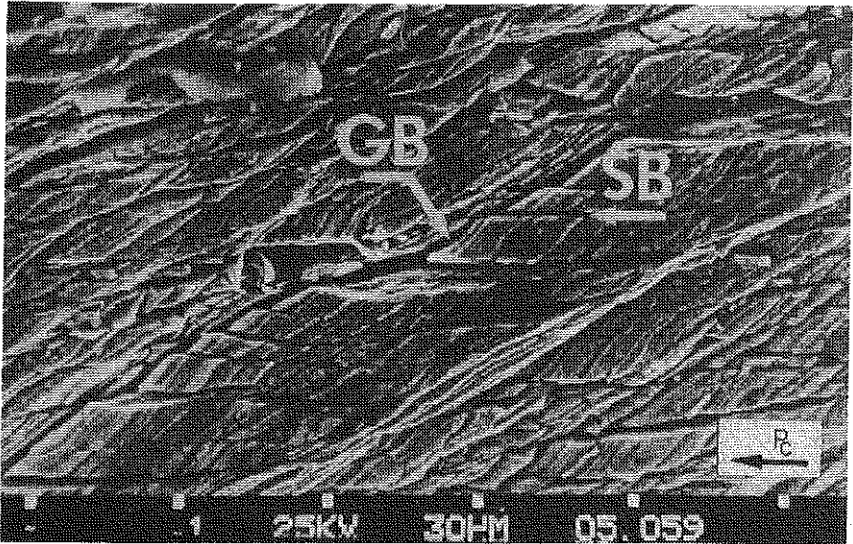
Znamienną cechą, różniącą występowanie pasm ścinania w materiale wstępnie odkształconym jest to, że: a) pasma te posiadają ten sam, wyraźnie prostoliniowy kierunek we wszystkich ziarnach (rys. 7), b) wyrazistość pasm ścinania zachowana jest nawet po zupełnym rozdzieleniu ciętego materiału (rys. 8). Powyższe cechy odróżniają przebieg odkształceń w strefach lokalizacji odkształceń stali 0,04% C umocnionej i wyżarzanej. W materiale wyżarzonym obraz pasów ścinania traci na wyrazistości ze wzrostem przemieszczeń h ścinanego materiału.

3.2. Przebieg pęknięcia

Pęknięcie wstępnie odkształconej stali 0,04% C przebiega głównie wzdłuż pasów ścinania (rys. 8). Dopiero w końcowej fazie procesu cięcia, kiedy to pojawiają się wyraźne nieciągłości na granicach ziaren (rys. 9) zwiększa się, a następnie dominuje udział pęknięcia po granicach ziaren (rys. 10). Pęknięcie po granicach ziaren spowodowane jest powstawaniem nieciągłości w wyniku zablokowania niewspółpłaszczyznowych pasm ścinania przez granicę ziarna. Powstawanie takiej nieciągłości widoczne jest na fotografii SEM — rys. 9. Litery

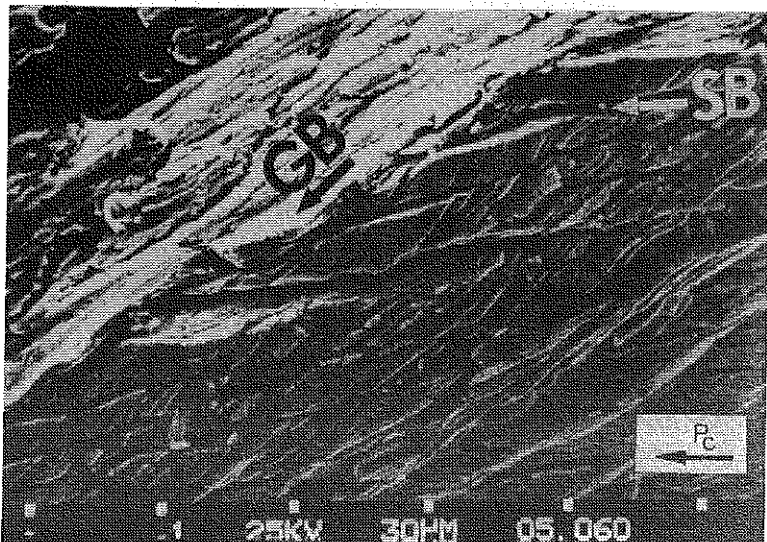


Rys. 8. Rozdzielenie materiału wzdłuż pasm ścinania SBsI — widoczne z lewej strony (SEM)



Rys. 9. Rozwój nieciągłości materiału na granicy ziaren GB. Poziome linie — pasma ścinania SBsI (SEM)

GB oznaczają granicę ziarna, na której powstały omawiane nieciągłości. Przy dalszym wzroście przemieszczeń ciętego materiału dochodzi do zmiany kierunku pęknięcia. Pęknięcie wzdłuż pasm ścinania SBs przechodzi w pęknięcie wzdłuż osłabionej granicy ziaren GB (rys. 10).

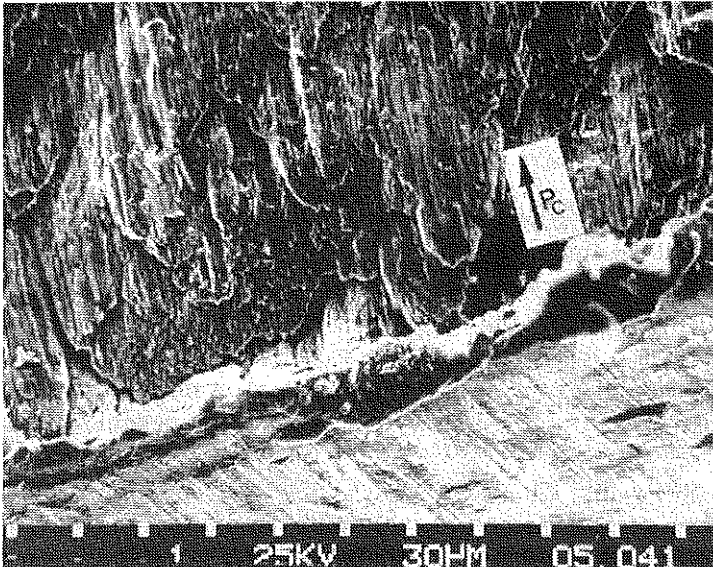


Rys. 10. Przełom po granicy ziaren GB, osłabionej w sposób pokazany na rys. 6 (SEM)

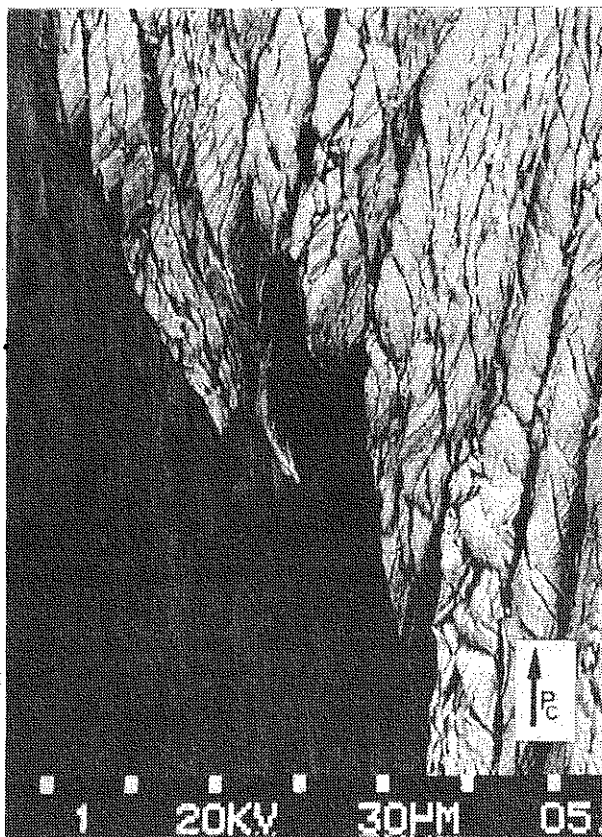
3.3. Morfologia przelomów

Szczególne cechy rozwoju pasm ścinania i ich wyraźny związek z pękaniem umocnionej stali 0,04% C pozwoliły podjąć dyskusję na temat jednoznaczności w interpretacji fraktografii przelomów ścinanych. Idzie tu o dotychczasowe wykorzystywanie fraktografii przelomów ścinanych jako dowodu na mechanizm pękania przez powstawanie i rozwój pustek. W literaturze przedmiotu rozpowszechnił się pogląd, że widoczne na wspomnianych fraktografiach języczki świadczą o pękaniu przez powstawanie i rozwój pustek (rys. 1). Jedynie autor pracy [25] jest innego zdania. Nie wyjaśnia on jednak mechanizmu tej specyficznej budowy powierzchni przelomów ścinanych.

Proponowany przez autora niniejszej pracy model mechanizmu pękania, a szczególnie weryfikujące go wyniki prezentowanych niżej badań, pozwalają wyjaśnić mechanizm tworzenia się języczków w odmienny sposób. Na rys. 11 pokazano fraktografię powierzchni przelomu badanej stali 0,04% C. Widoczne na rys. 11 charakterystyczne języczki niczym nie różnią się od spotykanych na fraktografiach przytaczanych jako dowód na rozwój pękania w wyniku łączenia się pustek [26]. Jednak obszernie, jednoczesne obserwacje powierzchni przelomu i prostopadłej do niej bocznej powierzchni badanych próbek, ujawniły inny mechanizm powstawania i przestrzennego nachodzenia języczków na siebie. Okazało się, że końce języczków wyznaczone są granicami przecinanych ziaren. Natomiast efekt przestrzennego nakładania się języczków wynika z mechanizmu pękania. Efekt ten potęguje się, jeżeli w danym obszarze ma



Rys. 11. Fraktografia (SEM) przelomu badanej stali. Widoczne charakterystyczne języczki



Rys. 12. Powierzchnia prostopadła do powierzchni przełomu pokazanego na rys. 8 (SEM). Widoczne pasma ścinania SBsI, granice ziaren i przebieg pęknięcia — lewa strona

miejsce przechodzenie pęknięcia z jednego pasma ścinania *SB* na drugie, równoległe do niego oraz przez poprzecznie zorientowaną granicę ziarna *GB* (rys. 12).

Efekt przestrzennego nakładania się języczków na siebie ulega znacznemu osłabieniu, jeżeli pęknięcie przebiega wzdłuż współpłaszczyznowych pasm ścinania. Mimo to dalej obserwuje się wyraźny związek kształtu języczków z granicami ziaren. W pewnych obszarach, omawiane cechy przełomów mogą być mniej charakterystyczne. W miejsce dobrze zarysowanych języczków, pojawiają się silnie wydłużone bruzdy, sugerujące występowanie tarcia. Bruzdy takie można zaobserwować tam, gdzie wyraźnie dominuje pęknięcie wzdłuż granic ziaren.

Przytoczone wyniki badań podważają uniwersalność modelu pęknięcia plastycznego przez zarodkowanie i rozwój owalnych pustek oraz jednoznaczność sposobu jego doświadczalnej weryfikacji. Uwaga ta odnosi się szczególnie do pęknięcia pod wpływem naprężeń ścinających (Moda II).

4. WNIOSKI

Elektronomikroskopowe (SEM) badania przebiegu procesu cięcia wstępnie odkształconej stali 0,04% C ($\epsilon_g = 84\%$) pozwoliły sformułować następujące wnioski odnośnie do mechanizmu pęknięcia i fraktografii powierzchni pęknięcia:

1. Podstawowe znaczenie dla rozwoju pęknięcia podczas izotermicznego ścinania poprzecznego ma rozwój lokalizacji odkształceń w pasach ścinania.

2. Pęknięcie początkowo rozwija się wzdłuż pasm ścinania, a następnie wzdłuż granic ziaren.

3. Zarodkowanie i rozwój pęknięcia po granicach ziaren polega na tworzeniu nieciągłości i poślizgu wzdłuż granicy ziaren, w wyniku zablokowania poślizgu w pasach ścinania dochodzących do danej granicy ziaren.

4. Nie stwierdzono pęknięcia przez powstawanie i rozwój owalnych pustek, chociaż mogły to sugerować charakterystyczne jęczyczki widoczne na fraktografiach badanych przelomów.

5. Kształt i efekt nakładania się jęczyczków uważanych za charakterystyczną cechę przelomów powstałych w wyniku łączenia się owalnych pustek można wyjaśnić również w zupełnie inny sposób, a to w sposób wynikający z proponowanego w niniejszej pracy modelu mechanizmu pęknięcia.

6. Efekt nakładania się i specyficznego kształtu jęczyczków widocznych na fraktografiach badanych przelomów ścinanych wynika: a) z kształtu ziaren przecinanych przez rozwierane pasma ścinania, b) specyficznego rozwoju pęknięcia wzdłuż pasm ścinania oraz poślizgu i pęknięcia po granicach ziaren, a nie rozwoju owalnych pustek.

LITERATURA CYTOWANA W TEKŚCIE

1. H. KUDO, T. NAKAGAWA, K. TAMURA, *A survey of round bar cropping — its mechanism and techniques for producing cold forging billets*, Report of Subgroup „Slug Preparation” JCFC.
2. *Factors involved in cropping tool selection*, by the Sub-Group on Slug/Billet Preparation, British Cold Forging Group, Metallurgia, 5, 330—338, 1979.
3. T. JIMMA, *The theoretical research on the blanking of a sheet material*, Bull. JSME, 6, 568—576, 1963.
4. W. DOS SANTOS, A. J. ORGAN, *Deformation in the ductile fracture processes examined by the viscoplasticity method*, Int. J. Mach. Tool Des. Res., 13, 217—232, 1973.
5. J. GRONOSTAJSKI, A. NIECHAJOWICZ, *Wyznaczenie odkształceń i naprężeń w procesie cięcia prętów w płaskim stanie odkształcenia*, Arch. Technol. Bud. Masz., 4, 51—63, 1984.
6. Y. KASUGA, S. TSUTSUMI, T. MORI, *On the shearing process of ductile sheet metals*, Bull. JSME, 148, 1336, 1977.
7. J. OUDIN, Y. RAVALARD, *The experimental and theoretical analysis of plastic flow during the closed-die cropping of rectangular bars*, Int. J. Mech. Sci., 21, 63—70, 1979.
8. F. A. MCCLINTOCK, *A criterion for ductile fracture by the growth of holes*, J. Appl. Mech., 6, 363—371, 1968.
9. S. H. GOODS, L. M. BROWN, *The nucleation of cavities by plastic deformation*, Acta Metall., 27, 1—15, 1979.

10. G. Le ROY, J. D. EMBURY, G. EDWARD, M. F. ASHBY, *A model of ductile fracture based on the nucleation and growth of voids*, Acta Metall., **29**, 1509—1522, 1981.
11. B. DODD, A. G. ATKINS, *Flow localization in shear deformation of void-containing and void-free solids*, Acta Metall., **31**, 9—15, 1983.
12. I. E. FRENCH, P. F. WEINRICH, *The shear mode of ductile fracture in a spheroidized steel*, Metall. Trans., **10A**, 297—304, 1979.
13. N. CHUNG, J. D. EMBURY, J. D. EVENSEN, R. G. HOAGLAND, C. M. SARGENT, *Unstable shear failure in a 7075 aluminium alloy*, Acta Metall., **25**, 377—381, 1977.
14. A. L. WINGROVE, *The influence of projectile geometry on adiabatic shear and target failure*, Metall. Trans., **4**, 8, 1829—1833, 1973.
15. S. P. TIMOTHY, I. M. HUTCHINGS, *The structure of adiabatic shear bands in a titanium alloy*, Acta Metall., **33**, 667—676, 1985.
16. J. W. SPRETNAK, *Fracture initiation under metalworking conditions*, Fracture 1977, ICF4, Waterloo, Canada, **2**, 431—434, 1977.
17. W. SZCZEPIŃSKI, *Internal micronecking as a factor of the process of ductile fracture of metals*, Arch. Mech., **33**, 4, 533—540, 1983.
18. S. DZIDOWSKI, *A study of limiting displacements in the shearing of bars*, J. Mech. Working Technology, **12**, 297—306, 1986.
19. S. DZIDOWSKI, *The occurrence of localized shear bands during transverse shearing*, Anais do VIII Congresso Brasileiro de Engenharia Mecanica, Sao Jose dos Campos, 907—910, 1985.
20. S. DZIDOWSKI, *Opracowanie metodyki i przygotowanie stanowisk do badań pękania plastycznego podczas poprzecznej ścinania*, Raport Inst. Technol. Bud. Masz., PWr., 60/86, Wrocław 1986.
21. S. DZIDOWSKI, *The mechanism of ductile fracture during transverse shearing*, in: Advanced Technology of Plasticity, Ed. K. LANGE, vol. 1, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, London, 1987.
22. A. KORBEL, *A real nature of shear bands-plastons*, Arch. Hut., **31**, 1, 33—41, 1986.
23. A. KORBEL, *Microscopis versus macroscopic aspect of shear bands deformation*, Acta Metall., **34**, 10, 1905—1909, 1986.
24. S. DZIDOWSKI, *Lokalizacja odkształceń plastycznych podczas ciągnięcia w warunkach zaniżonej zdolności materiału do umocnienia odkształceniowego*, Rozpr. Inż., **32**, 2, 267—274, 1984.
25. I. E. FRENCH, P. F. WEINRICH, *The shear mode of ductile fracture in materials with few inclusions*, Metall. Trans., **7A**, 12, 1841—1845, 1976.
26. R. W. HERTZBERG, *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*, John Wiley and Sons, New York 1983.

Резюме

ПОЛОСЫ СДВИГА КАК ФАКТОР ПРОЦЕССА ПЛАСТИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ПОПЕРЕЧНОЙ РЕЗКЕ МЕТАЛЛОВ

Обсуждены экспериментальные исследования развития сдвиговой деформации и пластического разрушения во время поперечной резки (мода II) предварительно деформированной стали 0,04%С ($\epsilon_g = 84\%$). Настоящая статья составляет очередную экспериментальную проверку правильности многовариантной модели механизма пластического разрушения, предлагаемой автором. Предлагаемая модель основывается на локализации деформации в полосах сдвига, на взаимодействии полос друг с другом и полос с границами зерен. Эта модель сопоставлена модели зародышей и развития овальных пустот, а также другим известным моделям разрушения. Полученные результаты исследований доказывают прежде всего, предлагаемые автором, связи между развитием полос сдвига и разрушением вдоль этих полос, разрушением по границам зерен и морфологией поверхности разрушения. При этом обнаружено, что одни фактографии поверхности разрушения не могут быть однозначным доказательством существующих моделей разрушения. Испытания проведены на электронном сканирующем микроскопе.

SUMMARY

SHEAR BANDS AS A FACTOR OF PLASTIC FAILURE IN TRANSVERSE
SHEAR TESTS OF METALS

Experimental study of shear band development and plastic fracture process is presented for a prestrained steel specimen (0.04% C, $\epsilon_p = 84\%$) subject to transverse shear (Mode II). The paper represents another experimental attempt to verify the multivariant plastic fracture mechanism proposed by this author. The model is based on localization of strains within the shear bands and their interactions with the grain boundaries. This model is compared with that based on void nucleation and other known models of fracture processes. The experimental results obtained comply, first of all, with author's suggestions concerning the relations between the shear band development and fracture propagation along the bands, crack propagation along the grain boundaries and fracture morphology. It is shown that results of fractography cannot be treated as a definite proof confirming any of the known plastic fracture mechanisms. Scanning electron microscope was used in the tests.

POLITECHNIKA WROCŁAWSKA
INSTYTUT TECHNOLOGII BUDOWY MASZYN

Praca została złożona w Redakcji dnia 12 marca 1987 r.
