

Edward Stanisław Dzikowski

Mechanizm pęknięcia poślizgowego w aspekcie dekohezji sterowanej metali

Centrum Wiedzy i Informacji
Naukowo-Technicznej Politechniki Wrocławskiej



100100539842

Biblioteka
Mechaniki

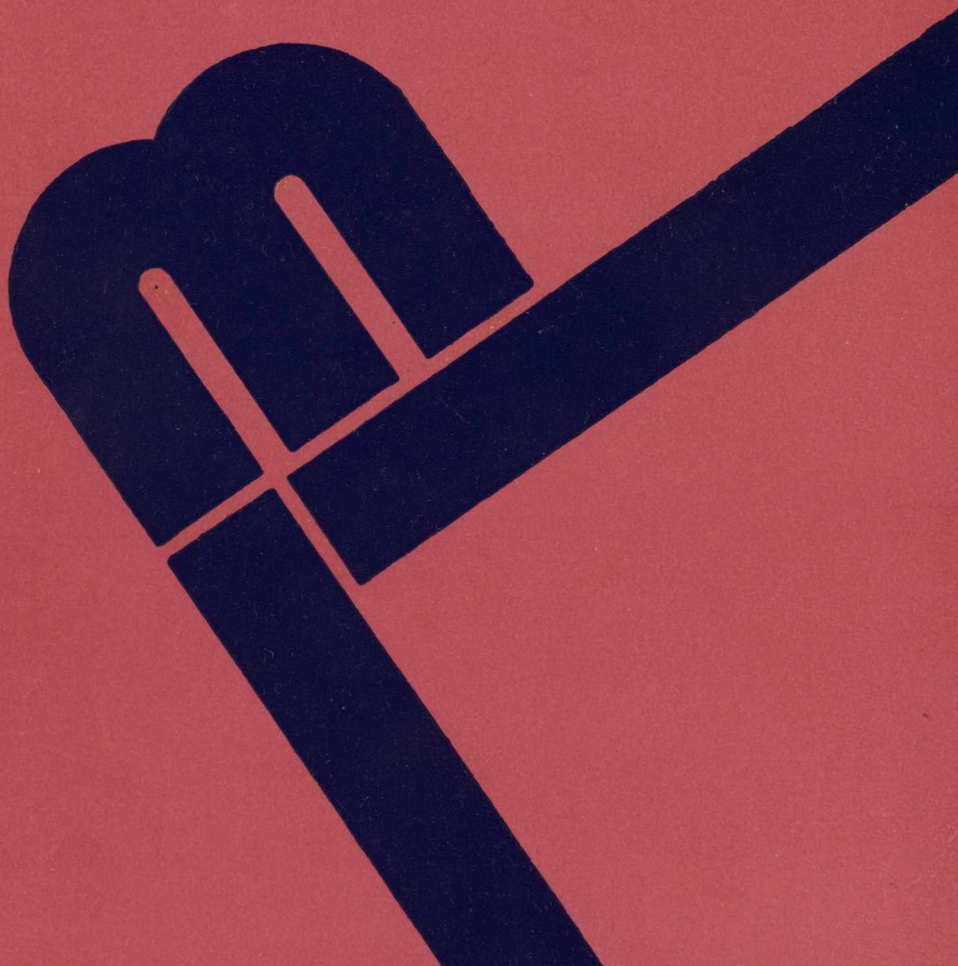
Wrocław 1990



Politechnika
Wrocławska

Centrum Wiedzy
i Informacji Naukowo-Technicznej

A6167I



PRACE NAUKOWE POLITECHNIKI WROCŁAWSKIEJ

Scientific Papers of the Institute of Machine Building Technology
No. 44 of the Technical University of Wrocław No. 44

Monographs No. 11 1990

Edward Stanisław DZIDOWSKI

Mechanism of Shear Fracture in the Aspect
of Controlled Decohesion of Metals

BW-10



Edward Stanisław Dzikowski

Mechanizm pękania poślizgowego w aspekcie dekohezji sterowanej metali



Wydawnictwo Politechniki Wrocławskiej · Wrocław 1990

Recenzenci

Stanisław ERBEL

Józef ZASADZIŃSKI

Redaktor naukowy

Bogusław DEMBIŃSKI

Opracowanie redakcyjne

Alina KACZAK

Korekta

Małgorzata NAGAŃSKA-PILAK

© Copyright by Wydawnictwo Politechniki Wrocławskiej, Wrocław 1990

WYDAWNICTWO POLITECHNIKI WROCŁAWSKIEJ

Wybrzeże Wyspiańskiego 27, 50-370 Wrocław

ISSN 0324-9352

Nakład 150 + 70 egz. Ark. wyd. 12. Ark. druk. $9\frac{3}{8}$. Papier offset. kl. III, B1.
Oddano do druku w październiku 1990 r. Druk ukończono w październiku 1990 r.
Zakład Graficzny Politechniki Wrocławskiej. Zam. nr 1220/90.

*Pękanie poślizgowe, mechanizm,
model, pasma ścinania, przełom—
—kształt i budowa, sterowanie
pękaniem, ścinanie poprzeczne,
metale*

Edward Stanisław DZIDOWSKI*

MECHANIZM PĘKANIA POŚLIZGOWEGO W ASPEKTCIE DEKOHEZJI STEROWANEJ METALI

Przeanalizowano powszechnie znane modele zarodkowania i rozwoju pęknięcia w metalach. Wskazano na ograniczoną przydatność tych modeli z punktu widzenia sterowania pękaniem i otrzymywania założonego kształtu przełomu.

Zaproponowano i zweryfikowano doświadczalnie nowy model mechanizmu pęknięcia, umożliwiający sterowanie pękaniem przy poprzecznym ścinaniu metali. Założono, że istotę tego mechanizmu oraz istotę sterowania pękaniem można sprowadzić do lokalizacji odkształceń w mikroskopowych pasmach ścinania, a szczególnie do wrażliwości tych pasm na poprzeczne rozciąganie. Uwzględniono przy tym zmianę kształtu i ułożenia ziaren względem kierunku działania siły tnącej oraz zmianę stanu granic ziaren, objętych makroskopowym zasięgiem wspomnianej lokalizacji odkształceń.

Wyjaśniono genezę esopodobnego kształtu i mikroskopowej budowy analizowanych przełomów.

Zaproponowano nowy sposób interpretacji kształtu i budowy przełomów poślizgowych oraz sformułowano ogólną zasadę sterowania przebiegiem pęknięcia przy poprzecznym ścinaniu metali.

Ponadto, przedyskutowano możliwość eliminowania pęknięcia poprzez zmianę wrażliwości pasm ścinania na poprzeczne rozciąganie. Omówiono również inne aspekty lokalizacji odkształceń, podkreślające kluczowe znaczenie tej lokalizacji – ze względu na kompleksowe rozwiązywanie problemów dekohezji sterowej.

WYKAZ STOSOWANYCH OZNACZEŃ

- a - parametr sieci krystalicznej,
- A - praca odkształcenia plastycznego,
- $A_{5(10)}$ - wydłużenie,
- b - wektor Burgersa,

*) Instytut Technologii Budowy Maszyn Politechniki Wrocławskiej,
Wybrzeże Wyspiańskiego 27, 50-370 Wrocław

b_{MLO}	- szerokość strefy makroskopowej lokalizacji odkształceń przy cięciu,
$\tilde{\epsilon}$	- poprawka określająca plastyczność w wyrażeniu $\tilde{\epsilon} G_{Ic}$,
B, B_1, B_2	- sumaryczne wektory Burgersa,
d	- średnica,
D_o	- wyjściowa wielkość ziaren,
D_s	- wielkość ziaren po rekrytalizacji dynamicznej,
E	- moduł Younga,
EBU	- energia błędu ułożenia,
GB, GB_1, GB_2	- granice ziaren,
G_{Ic}	- krytyczna prędkość wyzwiania energii sprężystej,
h	- przemieszczenie krawędzi tnącej,
$2h_v$	- długość pustki,
H_o	- wysokość ciętych próbek,
j_w	- strumień energii,
J_c	- prędkość uwalniania energii sprężystej (całka Ricciego),
KC	- energia uderzenia,
K_c^*	- zmodyfikowany współczynnik intensywności naprężeń, uwzględniający odkształcenie plastyczne w wierzchołku szczeliny (wartość krytyczna),
K_{Ic}	- współczynnik intensywności naprężeń przy płaskim stanie odkształcenia (wartość krytyczna),
l	- długość szczeliny,
l_{Gr}	- krytyczna długość szczeliny Griffitha,
l_m	- charakterystyczny rozmiar makroskopowego obszaru odkształceń plastycznych,
l_M	- charakterystyczny rozmiar mikroskopowego obszaru odkształceń plastycznych,
l_{max}	- maksymalna długość szczeliny,
l_{Or}	- krytyczna długość szczeliny Orowana,
l_p	- długość pustki,
l_{st}	- charakterystyczny rozmiar strukturalnego obszaru odkształceń plastycznych,
l_{sub}	- charakterystyczny rozmiar substrukturalnego obszaru odkształceń plastycznych,
$2l_v$	- odległość pomiędzy pustkami,
l_σ	- krytyczna długość szczeliny ze względu na krytyczną wartość naprężenia,
MB	- mikropasmo odkształceń,
MLO	- makroskopowa lokalizacja odkształceń,
n	- wykładnik krzywej umocnienia,
n_1, n_2	- liczba dyslokacji,

N	- całkowita liczba dyslokacji,
P_c	- siła tnąca,
P_{cf}	- wartość siły tnącej, odpowiadająca początkowi pęknięcia,
$P_{c,max}$	- maksymalna wartość siły tnącej,
r	- współczynnik korelacji,
$2r_v$	- szerokość pustki,
R_c	- krytyczna długość strefy plastycznej,
R_e	- wyraźna granica plastyczności,
$R_{e,t}$	- wyraźna granica plastyczności przy cięciu,
$R_{e,t,r}$	- wyraźna granica plastyczności przy cięciu z rozciąganiem,
R_m	- wytrzymałość na rozciąganie,
$R_{m,kb}$	- wytrzymałość na rozciąganie próbek z karbem,
R_s	- granica sprężystości,
$R_{t,rz}$	- wytrzymałość na ścinanie, rzeczywista,
$R_{t,u}$	- wytrzymałość na ścinanie, umowna,
R_u	- wytrzymałość na pękanie,
SBs	- mikroskopowe pasma ścinania,
SBsI	- mikroskopowe pasma ścinania, quasirównoległe do kierunku cięcia,
SBsII	- mikroskopowe pasma ścinania, prostopadłe do kierunku cięcia,
SEM	- mikroskop elektronowy, skaningowy,
t	- czas,
T	- temperatura,
T_{top}	- temperatura topnienia,
TEM	- mikroskop elektronowy, prześwietleniowy,
U	- przemieszczenie materiału w kierunku cięcia,
$U_{a,f}$	- przemieszczenie towarzyszące pękaniu,
U_f	- przemieszczenie graniczne ze względu na pękanie,
U_s	- przemieszczenie powierzchni swobodnej,
U_s^*	- przemieszczenie powierzchni swobodnej, maksymalne,
U_z	- przemieszczenie powierzchni przejmującej naciski,
V_a	- objętość
$v_{dż}$	- prędkość dźwięku,
v_{sz}	- prędkość rozwoju szczeliny,
Z	- przewężenie,
Z_{kb}	- przewężenie próbek z karbem,
α	- kąt zarysu elementu tnącego,
γ	- odkształcenie postaciowe,
γ_c	- odkształcenie postaciowe, całkowite,
γ_{ef}	- energia powierzchniowa, efektywna,
γ_k	- gęstość energii powierzchniowej wg Griffitha,
γ_l	- odkształcenie postaciowe, krytyczne ze względu na makrolokali- zację odkształceń,

γ_0	- względna energia powierzchniowa,
γ_p	- energia powierzchniowa,
γ_{pl}	- energia odkształcenia plastycznego,
δ	- odległość pomiędzy spiętrzeniami dyslokacji,
δ_c	- krytyczne rozwarcie na końcu szczeliny dla ciał sprężysto- plastycznych,
δ_k	- krytyczne rozwarcie szczeliny dla ciał sprężystych,
Δ	- przyrost (naprężeń lub przemieszczeń),
Δ_{BB}	- szerokość blyszczącego paska,
ϵ	- odkształcenie logarytmiczne,
ϵ_E	- odkształcenie względne,
ϵ_0	- odkształcenie logarytmiczne, wstępne,
ϵ_{pl}	- odkształcenie logarytmiczne, plastyczne,
ν_0	- częstość drgań atomów,
ξ	- promień wierzchołka szczeliny lub mikropęknięcia dysloka- cyjnego,
σ	- naprężenie,
σ_{kryt}	- naprężenie krytyczne,
σ_{lok}	- naprężenie lokalne,
σ_{max}	- naprężenie maksymalne,
σ_p	- naprężenie uplastyczniające,
σ_{pek}	- naprężenie pęknięcia,
σ_r	- naprężenie rozciągające,
$\sigma_{r, skut}$	- naprężenie rozciągające, skuteczne,
σ_s	- naprężenie ściskające,
σ_{teoret}	- naprężenie teoretyczne,
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	- naprężenia główne,
σ_{11}^{lok}	- naprężenie lokalne, prostopadłe do kierunku rozciągania,
σ_{22}^{lok}	- naprężenie lokalne, zgodne z kierunkiem rozciągania,
τ	- naprężenie tnące (styczne).

WPROWADZENIE

Dekohezja sterowana stanowi istotę znacznej grupy procesów obróbki plastycznej - związanych z nadawaniem kształtu lub dzieleniem (cięciem) materiałów poprzez pokonywanie ich spójności.

Poznanie zasad sterowania dekohezją mogłoby sprawić, że cięcie materiałów tą metodą stałoby się zarówno najbardziej materiałooszczędną i energooszczędną, jak i dokładną technologią cięcia materiałów. Uzyskiwane przy tym oszczędności materiałów (powstające wskutek wyeliminowania odpadów) można by oszacować na ok. 5-50%, a oszczędności energii na

dochodzące do 80% (w wyniku kilkunastokrotnego wzrostu wydajności procesu) - w porównaniu z cięciem wiórowym, elektrochemicznym i termicznym [90], [91]^{*)}. Efekty takie byłyby osiągalne w wielu przypadkach, już we wstępnej fazie procesu wytwarzania różnych wyrobów, tj. zanim odcięty półfabrykat osiągnie jakikolwiek kształt - zbliżony do gotowego wyrobu.

Problematyka dalszego doskonalenia technologii cięcia materiałów metodami dekohezji sterowanej jest ciągle aktualna. Aktualność ta nie słabnie, mimo, że najbardziej dynamiczny rozwój badań procesu cięcia oraz rozwój konstrukcji urządzeń i maszyn do cięcia odnotowano już na przełomie lat 60. i 70. W niektórych krajach powoływano wówczas specjalne, międzyuczelniane zespoły badawcze. Na przykład, w Anglii powołano podgrupę: "Sub-Group on Slug-Billet Preparation" - działającą w ramach British Cold Forging Group [8]^{*)}, w Japonii: Subgroup "Slug Preparation" JCFC [48]^{*)}, stosunkowo niedawno powołano podobną grupę w Związku Radzieckim, a to Soviet "Soveršenstvovanie Razdelitelnykh Processov Obrabotki Metallov Davleniem" [89]^{*)}. Opublikowano już wiele prac na ten temat. Nie sposób wymienić wszystkie z nich. Wystarczy jednak odwołać się do opracowań wymienionych grup badawczych oraz stosunkowo nowej, bo z roku 1985, monografii Solovcova [90]^{*)}, czy też opracowań na temat perspektyw dalszego rozwoju omawianej technologii cięcia [89], [14]^{*)}, aby wyrobić sobie zdanie na temat stanu wiedzy w rozważanym zakresie.

Obecnie można stwierdzić, że podstawową barierą dla dalszego rozwoju technologii cięcia materiałów metodami dekohezji sterowanej jest niedostateczny stan wiedzy na temat mechanizmu pęknięcia poślizgowego (patrz rozdziały 2 i 3).

Na podstawie powszechnie akceptowanego i stosowanego modelu pęknięcia poślizgowego (w wyniku zarodkowania i łączenia się owalnych pustek) nie można wyjaśnić wielu zjawisk, zachodzących przy dużych odkształceniach plastycznych. Dotyczy to zwłaszcza stosunkowo czystych metali. Co najważniejsze, wspomniany model pęknięcia nie tłumaczy genezy powstawania powierzchni przełomu o określonym kształcie (esopodobnym - w przypadku cięcia). Uniemożliwia przez to prognozowanie i sterowanie przebiegiem pęknięcia w celu pożądanej zmiany tego kształtu.

Wiele wskazuje na to, że bez znajomości genezy powstawania przełomu o określonym kształcie jest niemożliwy dalszy postęp w technicznym korzystaniu z dekohezji sterowanej. Możliwość taka może zaistnieć (zdaniem autora) dopiero po opracowaniu takiego modelu mechanizmu pęknięcia, który uwzględni realia struktury silnie odkształconego metalu oraz wyjaśni genezę kształtu przełomów powstających podczas poprzecznego ścinania metali.

Zasadniczym celem niniejszego opracowania jest:

^{*)} Cytowane prace zamieszczono w zestawieniu literatury do rozdziału 3.

a) wykazanie, że potrzebna jest weryfikacja dotychczasowych poglądów na mechanizm pękania poślizgowego,

b) opracowanie nowego modelu mechanizmu pękania - uwzględniającego realia struktury silnie odkształconego metalu oraz tłumaczącego genezę budowy i esopodobnego kształtu przełomu, powstającego podczas klasycznego ścinania poprzecznego metali na zimno ($0,1 < T < 0,3 T_{top}$, $10^{-1} s^{-1} < \dot{\epsilon} < 10^3 s^{-1}$) oraz doświadczalna weryfikacja tego modelu,

c) uogólnienie tego modelu na bardziej złożone przypadki poprzecznego ścinania metali,

d) sformułowanie i sprawdzenie ogólnej zasady sterowania pękaniem, przy poprzecznym ścinaniu metali, wynikającej z podstawowych założeń proponowanego modelu mechanizmu pękania.

Wymagało to odwołania się do szerszej analizy znanych modeli pękania oraz analizy podstawowych problemów dekohezji sterowanej. Ze względu na zróżnicowaną i obszerną gamę analizowanych przy tym zagadnień dokonano ujednolicenia stosowanych pojęć i definicji (rozdział 1). Podczas analizy uwzględniono zarówno modele pękania oparte na płaskim śpiętrzeniu dyslokacji (rozdział 2), jak i modele uwzględniające lokalizację odkształceń w pasmach ścinania oraz rotacyjne sposoby odkształcenia (rozdział 2 i 3).

Przy opracowaniu proponowanego modelu mechanizmu pękania wykorzystano ogólny stan wiedzy na temat lokalizacji odkształceń w pasmach ścinania oraz wyniki badań własnych - poświęconych mało poznanym aspektom lokalizacji odkształceń podczas poprzecznego ścinania metali (patrz rozdział 4).

Podstawowe założenia proponowanego modelu mechanizmu pękania zweryfikowano doświadczalnie na przykładzie żelaza armco, metalu o stosunkowo dużym znaczeniu technicznym, a stwarzającym jednocześnie duże problemy z punktu widzenia dekohezji sterowanej (patrz rozdział 5).

Możliwość uogólnienia przedłożonej propozycji modelu przedyskutowano i poparto wynikami dalszych badań (patrz rozdział 6). Rozważono przy tym bardziej złożone przypadki poprzecznego ścinania metali, uwzględniające dodatkowy stan naprężenia (rozdział 6.3.1 i 6.4), rekrytalizację dynamiczną (rozdział 6.3.2) oraz pęknięcie innych materiałów (miedź, hydronalium, stal węglowa). Ponadto, na przykładzie 10 innych materiałów, przedyskutowano dodatkowe aspekty proponowanego podejścia do problemów dekohezji sterowanej - wynikające z uwzględnienia lokalizacji odkształceń przy poprzecznym ścinaniu metali (rozdział 6.5).

Wskazano przez to na kluczowe znaczenie tej lokalizacji ze względu na możliwość kompleksowego rozwiązywania problemów dekohezji sterowanej oraz weryfikację dotychczasowych poglądów na mechanizm pękania poślizgowego i budowę powierzchni przełomów poślizgowych.

1. PODSTAWOWE POJĘCIA I DEFINICJE

(pękanie, cięcie, duże odkształcenia,
niejednorodności struktury wywołane odkształceniem plastycznym)

Rozdział poświęcono zdefiniowaniu podstawowych pojęć, używanych w niniejszym opracowaniu w odniesieniu do zagadnień pękania, ścinania (cięcia) i niejednorodności struktury - wywołanych odkształceniem plastycznym. Przy omawianiu poszczególnych pojęć zachowano kolejność, umożliwiającą ich znaczeniowe przenikanie się oraz uwypuklenie związków między nimi.

Większość przytoczonych definicji z zakresu pękania zaczerpnięto z pracy Zakrzewskiego [75].

Z ł o m - podział, w sensie procesu zakończonego, ciała materialnego na części, przy czym ciało opisujemy za pomocą modelu kontinuum. Złom dotyczy przede wszystkim elementu konstrukcyjnego i jest wynikiem dekohezji zachodzącej w materiale, z którego ten element jest wykonany.

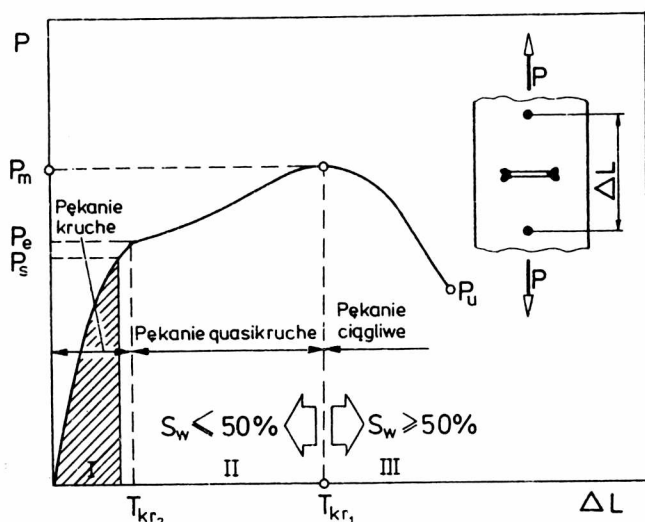
D e k o h e z j a - podział ciała materialnego na części w wyniku pokonania i przekroczenia sił spójności w określonych powierzchniach. Przez ten termin rozumiemy model dyskretny ciała stałego, a przyczyn dopatrujemy się w jakiejś prawidłowości fizycznej, wynikającej np. z modelu sił oddziaływania międzycząsteczkowego.

D e k o h e z j a s t e r o w a n a (uzupełnienie autora) - zamierzony podział ciała materialnego na części w celu uzyskania powierzchni podziału o określonym kształcie - poprzez świadome ingerowanie w przebieg pękania, przed lub w trakcie pękania.

P ę k a n i e - proces rozwijającej się dekohezji. Pękanie jest wynikiem wzrostu wymiarów - propagacji pęknięcia (rozwijania się pęknięć).

P ę k a n i e k r u c h e - pękanie, przy którym odkształcenie plastyczne, związane z rozwojem pękania, jest zlokalizowane tylko w obszarze działania mechanizmu pękania. Pękanie idealnie kruche (sprężyste) przebiega bez udziału odkształcenia plastycznego, dzięki czemu powierzchnie przełomu można złożyć ze sobą. Złożone fragmenty stanowią przy tym element zbliżony kształtem i rozmiarami do elementu sprzed zniszczenia. Pękanie kruche występuje przy naprężeniach mniejszych od granicy plastyczności (rys. 1.1 - zakres I, [55]).

P ę k a n i e q u a s i - k r u c h e - pękanie, któremu towarzyszy odkształcenie plastyczne i umocnienie odkształceniowe w obszarach przylegających do czoła i powierzchni szczeliny. Pozostała część materiału znajduje się w stanie sprężystym. W praktyce oznacza to, że



Rys. 1.1. Wykres statycznego rozciągania płaskiej próbki ze szczeliną. Zaznaczono zakresy występowania pęknięcia kruche (I) quasi-kruche (II) i plastycznego (ciągliwego) - (III): P - siła rozciągająca, P_e - siła odpowiadająca granicy plastyczności, P_m - maksymalna wartość siły, P_s - siła odpowiadająca granicy sprężystości, P_u - siła odpowiadająca zerwaniu próbki, T_{kr1} i T_{kr2} - krytyczne temperatury przejścia, S_w - stopień włóknistości przełomu, ΔL - przyrost wydłużenia

Fig. 1.1. A diagram of the static tension of a flat test piece with a crack. I - brittle, II - quasibrittle, III - ductile fracture ranges. P - tensile force, P_e - force corresponding to the yield point, P_m - the maximum value of the force, P_s - force corresponding to the elastic limit, P_u - force corresponding to the rupture of the test piece, T_{kr1} and T_{kr2} - critical transition temperatures, S_w - degree of fibrousness of the fracture, ΔL - increment of elongation

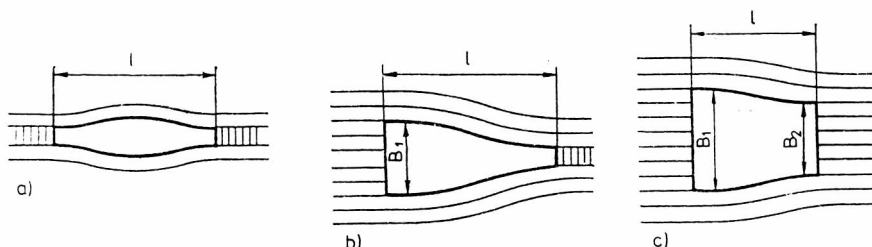
napężenie pęknięcia jest większe od granicy plastyczności, ale mniejsze od wytrzymałości doraźnej - np. od wytrzymałości na rozzerwanie (rys. 1.1 - zakres II).

Pęknięcie plastyczne - pęknięcie występujące po znacznym uplastycznieniu materiału w jego całej lub prawie całej objętości. W krańcowym przypadku może dojść do rozdzielenia materiału przy odkształceniu niewiele mniejszym od 100% przewężenia (rys. 1.1 - zakres III).

Ponadto rozróżnia się jeszcze nie rozważane tu rodzaje pęknięcia, a więc: pęknięcie zmęczeniowe, pęknięcie przy pełzaniu i pęknięcie z udziałem korozji.

Pęknięcie - szczelina wytworzona przez działanie na ciało określonego parametru fizycznego (np. szczelina powstała w wyniku działania pola siłowego). Przedrostki mikro- i makro- (niekiedy submikro-) związane są z wielkościami szczelin obserwowanych przy użyciu odpowiednich technik.

W zależności od kształtu rozróżnia się np. dwa rodzaje mikropęknięć dyslokacyjnych: mikropęknięcie dyslokacyjne o kształcie ostrego klina, gdzie $B_1 \gg B_2$ - zwane krótko mikropęknięciem dyslokacyjnym (rys. 1.2b) lub o kształcie tępego klina albo prostopadłościanu $B_1 \sim B_2 \gg \sqrt{lb}$ - zwane porą (rys. 1.2c).



Rys. 1.2. Schematy podstawowych kształtów mikropęknięć [71]: a - pęknięcie sprężyste, $B_1 = B_2 = 0$ (lub b), gdzie b - wektor Burgersa; b - mikropęknięcie dyslokacyjne, $B_1 \gg B_2 \rightarrow 0$, $B = B_1 - B_2 = (n_1 - n_2) b = nb$, gdzie n - liczba dyslokacji; c - mikropęknięcie dyslokacyjne (pora), $B_1 \sim B_2 \gg \sqrt{lb}$, gdzie l - długość mikropęknięcia

Fig. 1.2. The basic shape patterns of microcracks [71]: a - elastic fracture, $B_1 = B_2 = 0$ (or b), where b - Burgers vector; b - dislocation microcrack, $B_1 \gg B_2 \rightarrow 0$, $B = B_1 - B_2 = (n_1 - n_2) b = nb$, where n - number of dislocations; c - dislocation microcrack (pore), $B_1 \sim B_2 \gg \sqrt{lb}$, where b - microcrack length

W krańcowym przypadku, jeżeli $B_1 = B_2 = 0$ (albo b) szczelina nazywana jest pęknięciem sprężystym (rys. 2a), które zanika po zdjęciu obciążenia (chyba, że tworzące ją powierzchnie są pokryte, np. warstewką tlenków).

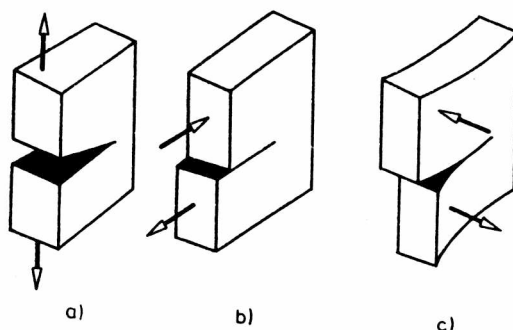
S z c z e l i n a - płaska nieciągłość o wymiarach dużych w stosunku do elementów dyskretnych ciała. Określenie to w pierwszej kolejności obejmuje cechy geometryczne. Tu również stosuje się przedrostki: mikro-, makro- lub submikro-.

P u s t k a - owalna, trójwymiarowa nieciągłość. Termin ten stosuje się przeważnie w odniesieniu do pęknięć powstających wokół nieodkształcalnych wydzielen i wtrąceń lub rozkruszonych wtrąceń, otoczonych przez rodzimy materiał.

P r z e ł o m - nowe powierzchnie powstałe w wyniku złomu lub dekohezji. Badaniem przełomów zajmuje się f r a k t o g r a f i a.

C i ę c i e - (wg PN-65/M-66001): "sposób obróbki plastycznej, w którym dokonuje się podziału materiału z naruszeniem jego spójności bez wytwarzania wiórów". Na ogół znaczną część powierzchni przecięcia stanowi przełom (uzupełnienie autora).

Ś c i n a n i e p o p r z e c z n e - naprężenia tnące działają prostopadle do czoła pęknięcia powstającego podczas ścinania. Oznacza



Rys. 1.3. Sneddonowskie modele rozwoju pęknięć: a - sposób I, odrywanie pod wpływem naprężeń normalnych, b - sposób II, ścinanie poprzeczne - naprężenia tnące działają prostopadle do czoła pęknięcia, c - sposób III, ścinanie wzdłużne - naprężenia tnące działają równolegle do czoła pęknięcia

Fig. 1.3. Sneddon models of the propagation of cracks: a - mode I, breaking away under the influence of normal stress; b - mode II, transverse shearing - the shearing stress acts perpendicularly to the crack's front; c - mode III, longitudinal shearing - the shearing stress acts parallel to the crack's front

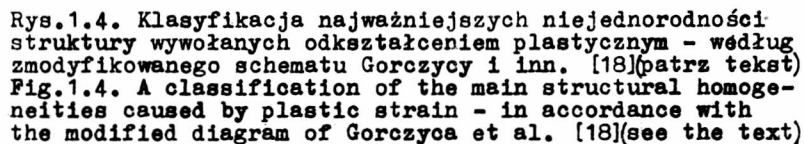
to, że makroskopowy przebieg pęknięcia odpowiada schematowi pokazanemu na rys. 1.3b.

Przy określaniu przedmiotu rozważań niniejszego opracowania będą używane - w zależności od kontekstu - trzy terminy: dekohezja sterowana, ścinanie poprzeczne oraz cięcie (plastyczne).

Pierwszy z tych terminów stosuje się jako nadrzędny (w sensie jego znaczenia i stopnia ogólności) oraz w celu podkreślenia fizykalnego podejścia i odmienności sposobu analizy rozważanego tu zagadnienia. Idzie przy tym o odmienność tego sposobu w porównaniu np. z teorią plastyczności ośrodka ciągłego oraz mechaniką pęknięcia. Wiadomo np., że domeną mechaniki pęknięcia jest przede wszystkim analiza odporności materiałów na pęknięcie - z myślą o eliminowaniu pęknięcia [21], [23], [30-31], [52], [54-55], [75], a nie sterowanie pęknięciem - z myślą o uzyskaniu określonego kształtu powierzchni przełomu.

Drugi z wymienionych terminów używa się w celu uściślenia analizowanego tu przypadku cięcia zgodnie ze Sneddonowskimi modelami rozwoju pęknięcia [68] (rys. 1.3). Uściślenie to polega na określeniu kierunku działania sił tnących w stosunku do czoła rozwijającego się pęknięcia (przez analogię do wspomnianych modeli Snedдона). Rozważany przypadek procesu cięcia jest bowiem ścinaniem poprzecznym (rys. 1.3b), a nie wzdłużnym (rys. 1.3c).

Trzeci termin oddaje natomiast ogólny, techniczny sens analizowanego tu procesu dekohezji. Używa się go przede wszystkim w charakterze



skrótu myślowego, oznaczającego cięcia materiałów metodami dekohezji sterowanej, zachodzącej pod wpływem sił tnących - prostopadłych do czoła rozwijającego się pęknięcia.

Kolejną grupę terminów stanowią określenia niejednorodności struktury - wywołanych odkształceniem plastycznym na zimno (rys. 1.4).

Termin **o d k s z t a ł c a n i e n a z i m n o** - oznacza (w kategoriach metalurgicznych) odkształcanie w temperaturach T i przy prędkościach odkształceń $\dot{\epsilon}$, dla których pomijalny jest wpływ procesów dyfuzyjnych, to znaczy przy $\dot{\epsilon} > 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ i $T < 0,3 T_{\text{top}}$ [61]. Typowe wartości prędkości odkształceń $\dot{\epsilon}$ mieszczą się przy tym w przedziale od 10^{-1} do 10^3 s^{-1} , a temperatury T od $0,1$ do $0,3 T_{\text{top}}$.

W kategoriach podstruktury metali, termin **odkształcanie na zimno** oznacza, że dominującym mechanizmem odkształceń plastycznych jest poślizgowy ruch dyslokacji, a tylko niekiedy bliźniakowanie odkształceniowe. Bliźniakowanie staje się podstawowym mechanizmem odkształceń wielu metali i stopów w temperaturach niższych od $0,1 T_{\text{top}}$. Przy prędkościach odkształceń $\dot{\epsilon}$ większych od 10^3 s^{-1} zwiększa się natomiast gwałtownie czułość materiału na prędkość odkształcania.

Termin **d u ż e o d k s z t a ł c e n i e p l a s t y c z n e** jest terminem o czysto jakościowym znaczeniu. Określa on zakres odkształceń, umownie większych od wartości uzyskiwanych w próbie rozciągania, to znaczy większych od $\epsilon = 0,5$ (0,2). Dla metali jednofazowych duże odkształcenie może być zdefiniowane bardziej precyzyjnie, np. z punktu widzenia struktury - jako odpowiadające tworzeniu się wydłużonych podziarn, pasm ścinania itp. [61]. (W procesie cięcia odkształcenie postaciowe jest szacowane na zmierzające do 2, a prędkość odkształceń $\dot{\epsilon}$ na zmierzającą do 10^3 s^{-1} [61]. Sposób określania prędkości odkształceń przy cięciu można znaleźć w pracy [1].)

Z punktu widzenia niniejszego opracowania najwięcej kontrowersji budzi często spotykana wieloznaczność terminu **"p a s m o ś c i n a n i a"** (rys. 1.4). Przez jednych jest ono rozumiane jako "mikroskopowe pasmo ścinania", a przez innych jako "makroskopowe pasmo ścinania". Nierozróżnianie rzeczywistej skali tego zjawiska prowadzi do wielu nieporozumień. Dochodzi do nich najczęściej w przypadku kojarzenia tego rodzaju lokalizacji odkształceń z pękaniem. Bywa bowiem tak, że za terminem **"pasma ścinania"** kryje się w rzeczywistości cała, makroskopowa strefa lokalizacji odkształceń - wywołanych ścinaniem, a to już zupełnie (zdeaniem autora) słyca podejście do problemu mechanizmu pęknięcia. W takim przypadku, autor niniejszego opracowania proponuje stosowanie terminu **"strefa lokalizacji odkształceń"**, a w ostateczności **"makroskopowe pasmo ścinania"** (patrz tab. 1.1).

Stosowaną w niniejszym opracowaniu terminologię z zakresu niejednorodności struktury - wywołanych plastycznym odkształceniem metali (rys. 1.4, tab. 1.1) zaczerpnięto przede wszystkim z pracy: Gorczyca i inni [18]. Przyjęta terminologia oraz modyfikacja jej schematycznego podziału (rys. 1.4) jest ponadto efektem badań własnych oraz analizy licznych opracowań, poświęconych fizykalnym aspektom wspomnianych niejednorodności struktury: Blicharski [3-5], [13], Blicharski, Gorczyca [2], Deve i inni [9], Hirth [24], Jasieński [25-29], Kocańda [35-36], [39], [41], Kocańda-Kozubowski [38], Korbel [45], [49], Korbel i inni [42-44], [46-48], Semiatin-Jonas [57], Sevillano i inni [61], Truszkowski [69] oraz [6-10], [12], [14-16], [20], [22], [51], [53], [58-60], [63-64], [68], [70], [73-74].

Wspomniana modyfikacja schematycznego podziału niejednorodności struktury (rys. 1.4) dotyczy tu odmiennego zaszeregowania "pasm odkształcenia" oraz "pasm przejściowych". Pasma te włączono bowiem do grupy znaczników odkształcenia, ujawnianych obydwoma sposobami (patrz rys. 1.4), a nie jak w oryginale [18] - tylko przez trawienie. Zmiana ta wynika między innymi z badań własnych autora niniejszego opracowania, które były realizowane z użyciem innej techniki badawczej, to jest za pomocą elektronowego mikroskopu skaningowego (SEM). Ponadto, precyzyjniej wydzielono grupę struktur dyslokacyjnych, na co pozwoliło rozdzielenie struktur warstwowych na dwie odrębne podgrupy: dyslokacyjną i bliźniakowania. Przynależność mikrobliźniakowania do struktury warstwowej, zaznaczono cienką linią przerywaną (rys. 1.4).

Zgodnie z zakresem niniejszego opracowania ograniczono się następnie do bliższej charakterystyki jedynie mniej rozpowszechnionych terminów, to jest określających niejednorodności o pasmowej strukturze (tab. 1.1), Niejednorodności tego typu będą bowiem miały ścisły związek z analizowanym tu mechanizmem pęknięcia, wywołanym monotonicznym ścinaniem metali w izotermicznych lub quasi-izotermicznych warunkach przebiegu odkształcania.

Charakterystyczne właściwości i warunki tworzenia się innych lub zbliżonych niejednorodności struktury o pasmowym charakterze, np. powstających w warunkach adiabatycznych - omówiono między innymi w przeglądowej pracy Timothy [66] oraz w pracach [17], [19], [50], [56], [65], [67], a podczas obciążenia cyklicznego w pracach: Kocańdy [33-36], [39], [41], Kocańda i inni [32], [37], [38], [40] oraz Vogela i in. [72]. Obszerny przegląd prac poświęconych mechanistycznemu opisowi lokalizacji odkształceń przy różnych sposobach obciążenia i różnych warunkach temperaturowo-prędkościowych można znaleźć w monografii: Semiatina, Jonasa [57].

Definicje i określenia pasmowych niejednorodności struktury wywołanych dużym odkształceniem plastycznym metali

Nazwa i oznaczenie*	Krótką charakterystyka	Orientacja krystalograficzna
Pasma poślizgu [S(1)Bs] - zamieszczono dla porównania	Skupiska (grupy) linii poślizgu. Rozróżnia się pasma poślizgu drobnego, wtórnego, zgrubnego i falistego. Występują one w obrębie jednego ziarna (linia poślizgu - zapętlenia dyslokacji, równoległe do pewnych płaszczyzn krystalograficznych)	Orientacja krystalograficzna (szczególnie drobnych pasm poślizgu), zgodna z orientacją płaszczyzn krystalograficznych
Mikropasma (MB) (mikroskopowe pasma ścinania)	Tworzą charakterystyczne schodki w warstwach bogatych w dyslokacje oraz na granicach ziaren, co świadczy, że są one obszarami zlokalizowanego ścinania. Obejmują obszar pojedynczego ziarna	Orientacja krystalograficzna wewnątrz MB różni się jedynie o 1 do 2 deg od orientacji otaczającej go osnowy. Obrazy dyfrakcyjne mikropasm mają plamki dyfrakcyjne rozbudowane wzdłuż łuków. Mikropasma są w przybliżeniu równoległe do płaszczyzn {111}, np. w Cu i do płaszczyzn {110} w Fe
Pasma ścinania (SBs)	Przecinają granice ziaren, na ogół bez odchylenia od swego pierwotnego położenia. Obserwowane pod mikroskopem elektronowym (TEM) wyglądają na zbudowane z wydłużonych subziaren, ułożonych wzdłuż płaszczyzny ścinania. Mogą obejmować swym zasięgiem jedno lub kilka i więcej ziaren. Stan odkształcenia w pasmach ścinania jest prostym ścinaniem	Orientacja krystalograficzna w poprzek pasma ścinania zmienia się w przypadkowy sposób. Różnice w orientacji poszczególnych subziaren (wewnątrz pasma) mogą dochodzić do 20 deg. Orientacja krystalograficzna osnowy (po obu stronach pasma) jest w przybliżeniu jednakowa
Makroskopowe pasma ścinania (MSBs) (makroskopowa strefa lokalizacji odkształceń)	Obejmują cały przekrój odkształcanej próbki. Wewnątrz MSBs dominują skupiska mikropasm (MB) i pasm ścinania (SBs). Makroskopowe pasmo ścinania stanowi przejaw makroskopowej lokalizacji odkształceń.	Makroskopowe położenie i kształt pasma są na ogół zgodne z kierunkiem i rozkładem maksymalnych naprężeń ścinających

	Szerokość strefy lokalizacji odkształceń może być bardzo mała lub znaczna, np. kilka milimetrów. Po utworzeniu się MSBs, całe odkształcenie koncentruje się we wnętrzu MSBs, a otaczający go materiał przemieszcza się jako nieodkształcany plastycznie (sztywny)	
Pasma odkształcenia (DBs)	Obszary ziarna, w których warstwy bogate w dyslokacje, przebiegają w jednym kierunku - różnym w poszczególnych pasmach odkształcenia	Obraz linii poślizgu, w obszarze danego pasma, jest związany z tym samym systemem poślizgu
Pasma przegięcia (KBs)	Należą do tej samej grupy znaczników odkształceń co i pasma odkształcenia	Podobnie jak w pasmach odkształcenia, sieć krystalograficzna - w paśmie ugięcia, jest silnie skrzywiona w stosunku do pozostałej sieci
Pasma przejściowe (TBs)	Pasma przejściowe oddzielają sąsiednie pasma odkształcenia lub pasma przegięcia, to jest obszary ziaren o różnej orientacji krystalograficznej. Stopniowy rozwój pasma przejściowego zaczyna się od momentu, kiedy dwa obszary ziarna zaczynają obracać się w kierunku różnych orientacji. Strukturalne elementy pasma przejściowego rozwijają się od lekko zdeorientowanych komórek dyslokacyjnych do cieńszych podziarn. Szerokość pasma przejściowego może być bardzo mała lub znaczna - liczba warstw złożonych z podziarn może dochodzić np. do 20	Dezorientacja w poprzek pasma przejściowego zmienia się w sposób ciągły

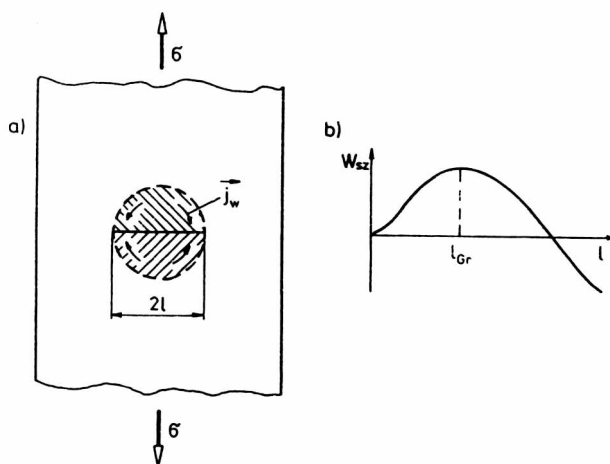
* skróty oznaczeń przyjęto za szeroko rozpowszechnioną terminologią anglojęzyczną:

S(l)Bs - slip bands, MB - microbands, SBs - shear bands, MSBs - macroscopic shear bands, DBs - deformation bands, KBs - kink bands, TBs - transition bands

2. WSPÓŁCZESNE POGLĄDY NA MECHANIZM ZARODKOWANIA I ROZWOJU PĘKANIA METALI

Propozycję pierwszego, fizycznego modelu wyjaśniającego realną wytrzymałość ciała stałego zawdzięcza się Griffithowi. W celu wyjaśnienia różnicy między teoretyczną i rzeczywistą wytrzymałością materiałów przyjął on, że wszystkie materiały zawierają w swym wnętrzu szczeliny (rys. 2.1). Jeżeli długość tych szczelin jest mniejsza od krytycznej, to ciało odkształca się sprężysto

$$\sigma < \sigma_{\text{kryt}} = \sqrt{\frac{\alpha \gamma_p E}{l_{\text{max}}}} \quad (2.1)$$



Rys. 2.1. Szczelina w rozciągany material (a) oraz zależność energii W_{sz} szczeliny od jej rozmiaru l (b): σ - naprężenie rozciągające, j_w - strumień energii sprężystej w wierzchołku szczeliny, l_{Gr} - rozmiar szczeliny Griffitha

Fig. 2.1. A crack in the material under tension (a) and the dependence of the crack's energy W_{sz} on its dimension l (b): σ - tensile stress, j_w - elastic energy flux at the crack's top, l_{Gr} - dimension of Griffith crack

W przypadku, gdy $\sigma = \sigma_{\text{kryt}}$, dochodzi do wzrostu szczeliny. Wzrost ten staje się bowiem wygodny z energetycznego punktu widzenia (rys. 2.1b) - powstawaniu pęknięcia powinno towarzyszyć zmniejszenie energii układu [74]. Krytyczna długość szczeliny, po której przekroczeniu następuje jej gwałtowny wzrost i zniszczenie ciała wynosi przy tym

$$l \geq l_{Gr} = \alpha \left(\gamma_p \frac{E}{\sigma^2} \right) \quad (2.2)$$

gdzie: α - współczynnik zależny od geometrii szczeliny ($\alpha \sim 1$),

γ_p - energia powierzchniowa,

E - moduł Younga,

σ - naprężenie rozciągające.

Podany wywód jest słuszny tylko w przypadku bardzo ostrych szczelin, dla których promień zaokrąglenia wierzchołka szczeliny jest porównywalny z wartością stałej sieciowej a . Oznacza to, że

$$\sigma_{\max} \approx \sigma_{\text{teoret}} \sqrt{\frac{a}{\xi}} \quad (2.3)$$

Teoria Griffitha została bowiem zaproponowana dla ciał idealnie kruchych ($\xi \approx a$), w których prędkość rozwoju szczeliny v_{sz} osiąga prędkość zbliżoną do prędkości dźwięku

$$v_{sz} \approx a v_0^{-1} \leq v_{d\dot{z}} \quad (2.4)$$

gdzie: v_0 - średnia częstotliwość drgań atomów.

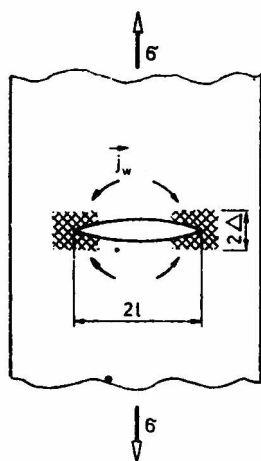
W przypadku ciał plastycznych, promień zaokrąglenia wierzchołka szczeliny jest na ogół znacznie większy od stałej sieciowej i teoria Griffitha przestaje być przydatną. Ponadto podejście Griffitha nie daje żadnych wskazówek o mikroskopowych mechanizmach wzrostu pęknięcia. Mimo to, griffithowski rozmiar szczeliny l_{Gr} jest dzisiaj ważnym parametrem teorii pęknięcia. Charakteryzuje on bowiem przedziały długości szczelin, poza którymi możliwy jest rozwój pęknięcia kruchego w sposób niesprzeczny z zasadami termodynamiki.

Plastyczne odkształcanie metali rozpoczyna się jednak przy naprężeniach o wiele mniejszych od ich teoretycznej wytrzymałości. Dlatego też, w miejscach koncentracji naprężeń (np. w wierzchołku szczeliny), odkształcenie plastyczne może rozpocząć się wcześniej niż pęknięcie. Tak więc, odkształcenie plastyczne może w istotny sposób zmienić charakter pęknięcia. Odkształcenie to zarówno tłumi rozwój pęknięcia, jak i sprzyja jego rozwojowi, poprzez wywoływanie nowych koncentracji naprężeń. Taka koncentracja naprężeń powstaje przede wszystkim w wyniku niejednorodnego rozwoju odkształcenia plastycznego.

Ten dialektyczny charakter wzajemnych powiązań procesu odkształcenia plastycznego i pęknięcia jest zasadniczą właściwością metali, stanowiącą główny obiekt fizycznej teorii ich pęknięcia.

Nawet czysto fenomenologiczne uwzględnienie odkształcenia plastycznego, zmienia w istotny sposób oszacowanie krytycznej długości szczeliny. Można bowiem powtórzyć wywód Griffitha i w równaniu (2.2) uwzględnić pracę odkształcenia plastycznego w wierzchołku szczeliny (rys. 2.2), jak to uczynił Orowan, wtedy

$$l \geq l_{Or} = \alpha \left(\gamma_{ef} \frac{E}{\sigma^2} \right), \quad (2.5)$$



Rys. 2.2. Wzrost szczeliny w plastycznym materiale
 2Δ - grubość strefy materiału odkształconego plastycznie

Fig. 2.2. The propagation of the crack in plastic material: 2Δ - thickness of the zone of the plastically deformed material

gdzie: l_{Or} - krytyczna długość szczeliny Orowana,

γ_{ef} - efektywna energia powierzchniowa:

$$\gamma_{ef} = \gamma_p + \gamma_{pl}, \quad \gamma_{pl} = A \cdot 2\Delta = 2\tau \epsilon_{pl} \Delta,$$

przy czym:

2Δ - szerokość uplastycznionej strefy materiału, przylegającej do powierzchni szczeliny w pobliżu jej wierzchołka,

A - praca odkształcenia plastycznego ($A = \tau \epsilon_{pl}$),

τ - napężenie styczne.

W pracy Vladimirova [90] zamieszczono ilościowe oszacowanie długości obu wymienionych szczelin, to jest l_{Gr} i l_{Or} . Z oszacowań tych wynika, że długość szczeliny Griffitha może wynosić:

$$l_{Gr} \approx 5 \cdot 10^{-3} \text{ mm}, \quad (2.6)$$

to jest około kilku mikrometrów (dla $E = 2 \cdot 10^{11} \text{ Pa}$, $\sigma = 2 \cdot 10^8 \text{ Pa}$, $\gamma_p = 2 \text{ Jm}^{-2}$).

Długość szczeliny Orowana jest natomiast większa o kilka rzędów od długości szczeliny Griffitha:

$$l_{Or} = \frac{\gamma_{ef}}{\gamma_p} l_{Gr} \approx \frac{\gamma_{pl}}{\gamma_p} l_{Gr} = (10^2 - 10^4) l_{Gr} \quad (2.7)$$

$$l_{Or} = (0,5-50) \text{ mm} \quad (2.8)$$

Wynika z tego, że w przypadku materiałów plastycznych, długość szczeliny Orowana może osiągnąć rozmiary makroskopowe. Dla materiałów mało plastycznych $\gamma_{pl} = (3-10) \gamma_p$, a długość szczeliny Orowana szacuje się na około:

$$l_{Or} = (4-10) l_{Gr} \quad (2.9)$$

Na podstawie podanych oszacowań dzieli się szczeliny na cztery grupy [90]:

- a) mikroszczeliny ($l < l_{Gr}$),
- b) szczeliny przejściowe ($l_{Or} > l \geq l_{Gr}$),
- c) makroszczeliny ($l_{\sigma} > l \geq l_{Or}$),
- d) szczeliny magistralne ($l > l_{\sigma}$).

Uważa się przy tym, że mikroszczeliny mogą pojawiać się w ciałach plastycznych tylko w wyniku koncentracji naprężeń - wywołanej niejednorodnym odkształceniem plastycznym i pracą sił zewnętrznych. W wielu przypadkach może być pominięte jedno lub kilka podanych stadiów rozwoju szczelin, np. w ciałach kruchych $l_{Gr} \approx l_{\sigma}$.

Rozmiar mikropęknięć (mikroszczelin) jest utożsamiany ponadto równie często z rozmiarem substruktury dyslokacyjnej, a czasem z rozmiarem ziaren metalu. W niniejszym opracowaniu stosuje się określenie mikropęknięcia, związane z substrukturą metali.

2.1. Dyslokacyjne modele zarodkowania mikropęknięć

W literaturze można znaleźć wiele różnych modeli zarodkowania mikropęknięć. Przeważnie są one związane z modelem płaskiego spiętrzenia jednoimiennych dyslokacji oraz rozlicznymi kombinacjami tego modelu (tab. 2.1).

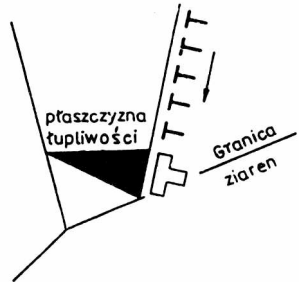
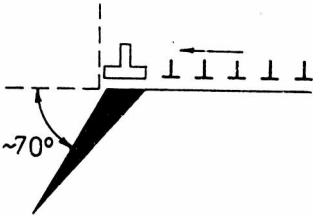
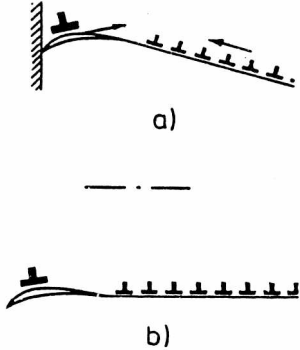
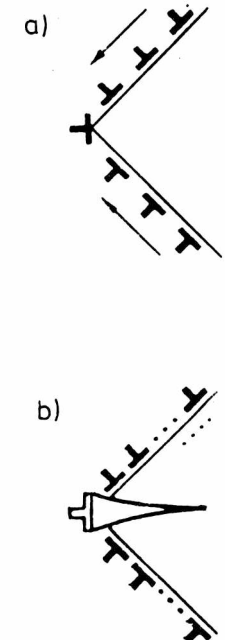
Szczegółowe omówienie tych modeli można znaleźć np. w opracowaniach takich autorów jak: Finkel [28], Ivanova [38], Knott [40], Kocanda [41], [42], Maciejny [51], [52], Vladimirov [90].

Dlatego też, autor niniejszego opracowania zakłada, że idea zarodowania mikropęknięć - zaproponowana przez Zenera (tab. 2.1) oraz sugestie Motta [59], ilościowe oszacowania Orowana i dalsze opracowania matematyczne Stroha [74], jak również modyfikacja Vladimirova i Orlova (rys. 2.3) [90], [38] - są powszechnie znane.

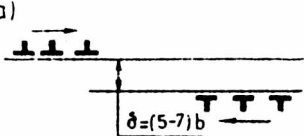
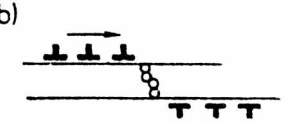
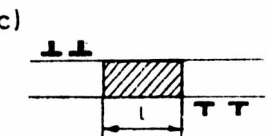
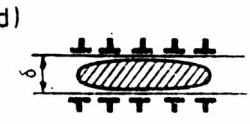
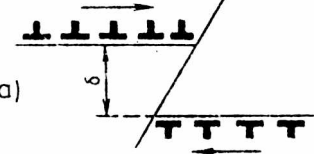
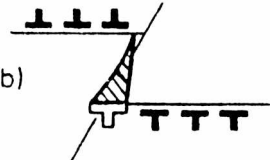
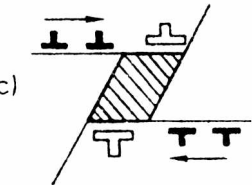
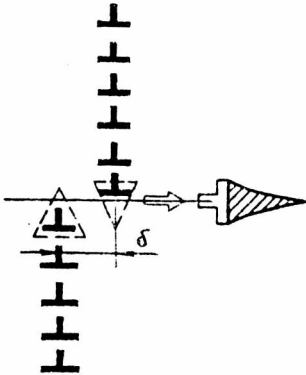
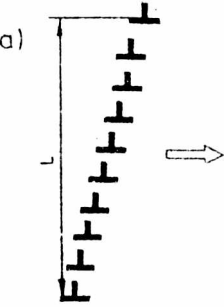
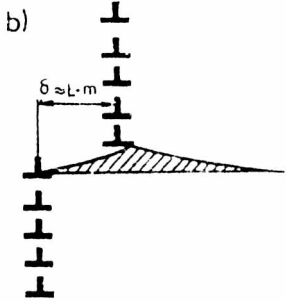
Przeprowadzona analiza znanych modeli dyslokacyjnego zarodkowania mikropęknięć (tab. 2.1) została sprowadzona więc przede wszystkim do odpowiedzi na pytanie o oczekiwany kierunek rozwoju mikropęknięcia. Idzie przy tym o kierunek pęknięcia względem płaszczyzny, w której wystąpiło spiętrzenie dyslokacji. Pozwoli to na porównanie znanych modeli z modelem proponowanym w niniejszym opracowaniu.

Pytanie o kierunek rozwoju mikropęknięcia jest w tym przypadku o tyle zasadne, że samo zarodkowanie mikropęknięcia polega na utworzeniu zarodka o długości około 0,1 (0,2) mikrometra [90, s. 88], [38, s. 47, tab. 4]. Doświadczalna analiza tworzenia się takich submikropęknięć jest praktycznie niemożliwa. Wymaga bowiem obserwacji struktur dyslokacyjnych wokół pęknięć o rozmiarach około 10 do 100 angstromów, to jest o sumarycznym wektorze Burgersa $B = N b$ mniejszym od około $10b$ (b - wektor Burgesa pojedynczej dyslokacji). Proces przygotowania preparatu (cienkiej folii) do badań elektronomikroskopowych zakłóca w tym przypadku rozkład dyslokacji i skaża rzeczywisty kształt submikropęknięcia. To też większość modeli dyslokacyjnego zarodkowania mikropęknięć została zaproponowana na podstawie obserwacji znacznie większych szczelin od 1 do 10 mikrometrów.

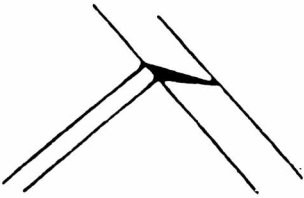
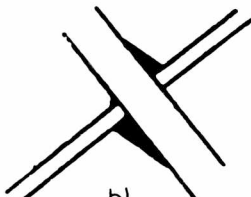
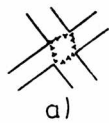
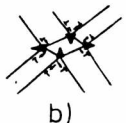
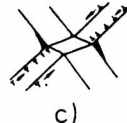
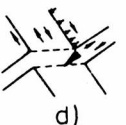
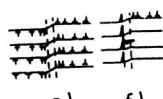
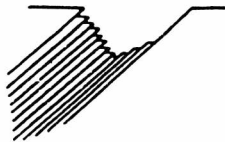
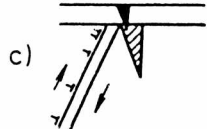
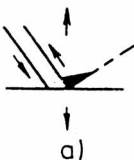
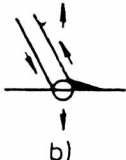
Modele mechanizmów zarodkowania mikropęknięć

a) Przyczyna zarodkowania mikropęknięcia	Spiętrzenie dyslokacji na przeszkodach	Spiętrzenie dyslokacji na przecięciu płaszczyzn poślizgu
Nazwa i schemat mechanizmu zarodkowania mikropęknięcia	Model Z E N E R A (1)  Model S T R O H A (2)  Model G I L M A N A  Model C O T T R E L L A P E T C H A 	

Oczekiwany rozwój mikropęknięcia	- w płaszczyźnie prostopadłej do pł. poślizgu (w przybliżeniu), - w płaszczyźnie nachylonej pod kątem 70,5 deg do kierunku poślizgu, - najczęściej w pł. łupliwości lub wzdłuż granicy ziaren.	W płaszczyźnie poślizgu, pokrywającej się z płaszczyzną łupliwości	W płaszczyźnie łupliwości ciał krystalicznych o sieci regularnej przestrzennie centrycznej
Doświadczalne potwierdzenie	W kryształach MgO (3)	W monokryształach i bikryształach Zn	W monokryształach MgO (1) W monokryształach Fe (2)
Zróżdło/uwagi	(1) Zener C., Fracturing of Metals ASM, 1948, s.3 (2) Stroh A.N., Proc. Roy Soc. 1954, A 223, s.404 (2) Stroh A.N., Advances in Physics, 1957, s.408 (2) Stroh A.N., Phil.Mag., 1958, s.597 (2) Smith E., Barnaby J.T., Metall, Sci.J., Vol.1, March, s.56 (3) Johnston T.L. i inni, Phil.Mag., 1962, nr 7, s.23	Gilman J.J., Trans. AIME, vol.212, 1958, s.783 Deruyttere A., Greenough G.B., J.Inst. of Metals, vol.84, 1956, s.337	Cottrell A.H., Trans. AIME vol.212, 1958, s.192 Petch N.J., Phil.Mag., vol.3, 1958, cz.I, s.1089, cz.II, s.1128. (1) Stokes R.J. Phil.Mag. 1959, nr 4, s.137 (2) Honda R., Acta Metall., vol.9, 1961, s.969

b) Oddziaływanie dyslokacji o przeciwnych znakach poruszających się w równoległych płaszczyznach poślizgu:		Przecięcie granicy wąskokątowej przez płaszczyznę poślizgu	Wchylenie granicy wąskokątowej z idealnego położenia
blisko położonych $\delta = (5 - 7) b$	znacznie oddalonych $\delta > 10 b$		
Model F U J I T Y a)  b)  c)  d) 	a)  b)  c) 	Model S T R O H A F R I D E L A 	Model I N D E N B O M A a)  b) 

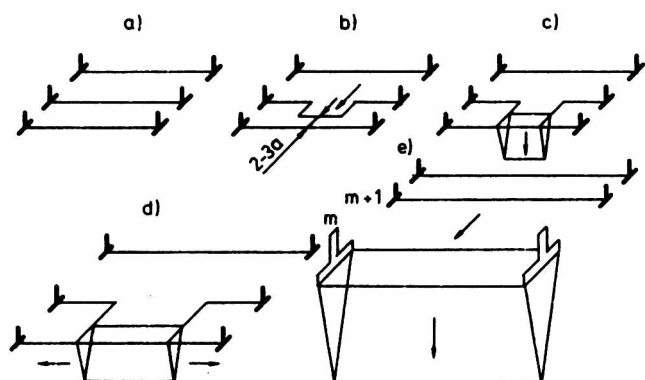
W płaszczyznach poślizgu pokrywających się z płaszczyznami łupliwości (np. w Zn, Cd, Bi)		Wzdłuż płaszczyzny poślizgu	Na linii przzerwania ścianki dyslokacyjnej
W nitkowych kryształach Cd		W metalach o sieci heksagonalnej	W metalach o sieci heksagonalnej (Zn)
Fujita E., Acta Metall., 1958, nr 6, s.543	Smith E., Yield and Frac- ture, Oxford, 1966, s.36 Vladimirov V.J., Orlov A.N., Plasticeskij mecha- nizm rosta por v kristal- liceskich telach, Fiz. Met. i Metallovedenie t.34, 1972, nr 2, s.272- 278.	Stroh A.N., Phil. Mag., vol.3, 1958, s.597 Fridel Z., Dislokacii, Izd. Mir, 1967	Indenbom V.L., FTT, vol.3, 1961, s.2071 Gilman J.J., Trans. AIME, vol.200, 1954, s.621 (1) Gilman J.J., J.Appl. Phys., vol.29, 1958, s.747 (2)

c) Wzajemne przecięcie pasm poślizgu		Przecięcie pasm poślizgu z powierzchnią swobodną	Przecięcie pasm poślizgu z granicami ziaren
 a)  b)	 a)  b)  c)  d)  e)  f)	 a)  b)  c)	 a)  b)  c)  d)

	Pęknięcie magistralne nie jest równoległe do pasm poślizgu [Rys.15[w:] Fracture, Ed. Liebowitz H., vol.7, 1972 - tłum.ros., s.160]		Zmienia się w szerokich granicach względem wyjściowego pasma poślizgu w zależności od stanu naprężenia i kąta dezorientacji ziaren i fizykochemicznych własności granicy
W kryształach LiF oraz MgO	W kryształach MgO		W bikryształach MgO (1) odkształcanych w temperaturze otoczenia. W żelazie (2).
Stokes R.J. i inni, Phil. Mag., vol.4, 1959, nr 44, s.920 Clarke F.J.P., Sampbell R.A.J., Phil. Mag., vol.5, 1960, nr 35 s.697	Argon A.S., Orowan E., Nature, vol.192, 1961, nr 4801, s.447 Briggs A., Clarke F.J.P., Tattersall H.G., Phil. Mag., vol.9, 1964, s.1041 Argon A.S., Orowan E., Phil. Mag., vol.9, 1964, s.1023	Marsh D.M., Fracture of Solids, J.Willey, 1962, s.119 Class W., Machlin E.S., Murrage G.T., Trans. AIME, vol.221, 1961, nr 4, s.769	(1) Johnston T.L., Stokes R.J., Li C.H., Phil. Mag., vol.7, 1962, s.23 (2) Allen N.P. i inni, J.Iron and Steel Inst. vol.202, 1964, nr 10, s.808 (2) Presland A.E.B., Hatchinson R.J., J.Inst. Metals, vol.92 1963/64, nr 9, s.264

d) Spiętrzenie dyslokacji na granicy ziaren i pobudzenie źródeł dyslokacji w sąsiednim ziarnie	Spiętrzenie dyslokacji na płytkach węglików rozmieszczonych na granicach ziaren	Spiętrzenie dyslokacji na płytkach cementytu w perlicie	Spiętrzenie pętli dyslokacyjnych wokół nieodkształcalnych cząstek sferycznych
Model M E Š K O V A	Model S M I T H A (1)		Model A S H B Y

Powstaje pora zorientowana wzdłuż granicy ziaren I-II, ale tylko wtedy, gdy spiętrzenie w ziarnie I wzbudzi znikomą liczbę źródeł dyslokacji w ziarnie II (blisko granicy) [1,2]	Z węglika w sąsiednie, nieodkształcone ziarno ferrytu	Pęknięcia płytek cementytu stanowią zarodki rozwijających się następnie pustek	Na granicy cząstki powstają pustki (w obszarach naprężeń rozciągających)
W Fe zginanym w temperaturze 78°K (3)	W stalach niskowęglowych (2)	W stalach perlitycznych	Na przykład: - w miedzi i jej stopach, cząstki: SiO_2 , Al_2O_3 , BeO , - w stalach przy kulistych cząstkach Fe_3C , TiC i azotkach.
(1) Meškov Ju.Ja., w Fizičeskaja priroda plastičeskoj deformacii i razrušenija metallov, Naukova-Dumka, Kiev 1989, s.16. (2) Gridnev V.N. i inni, Pročnosť i plastičnost chołodno - deformirovannoj stali, Naukova-Dumka, Kiev 1974, s.86-92. (3) Low J.R., Fracture-Proc. of an Int.Conf. on the Atomic Mechanisms of Fracture-held in Swampscott, Massachusetts April 12-16, 1959, John Wiley, New York (tłum. ros. s.84).	(1) Smith E., Proc.Conference Physical Basis of Yield and Fracture, 36, Inst. Phys. Soc. Oxford, 1966. (2) Oates G., J.Iron Steel Inst., vol.207, 1969, s.353.	Butcher B.R., Pettit H.R. J.Iron Steel Inst., vol.204, 1966, s.469. Miller L.E., Smith G.C., J.Iron Steel Inst., vol.208, 1970, s.998. Lindley T.C., Oates G., Richards C.E., Acta Metall., vol.18, 1970, s.1128. Porter D.A., Easterling K.E., Smith C.D.W., Acta Metall., vol.26, 1978. Veit P., Stroppe H., Wiss. Zeitschrift TH Magdeburg, vol.28, 1984, s.67.	Ashby M.F., Phil.Mag., vol.14, 1966, s.1157. Argon A.S., Im J., Sofoglu R., Metall.Trans., vol.6A, 1975, s.825.



Rys. 2.3. Schemat termofluktuacyjnego zarodkowania mikropęknięć na czole spiętrzenia dyslokacyjnego: a - położenie wyjściowe, b - termofluktuacyjne powstawanie podwójnego przegięcia na drugiej dyslokacji, c - zarodkowanie mikropęknięcia pod połączonymi fragmentami pierwszych dwóch dyslokacji, d - zwiększanie szerokości mikropęknięcia wzdłuż dyslokacji, e - zwiększanie głębokości (długości) mikropęknięcia w wyniku dopływu pozostałych dyslokacji

Fig. 2.3. A diagram of the thermofluctuational nucleation of microcracks at the head of the pile-up of dislocations: a - initial position, b - thermofluctuational formation of a double kink on the second dislocation, c - nucleation of a microcrack under the joined fragments of the first two dislocations, d - increase of the microcrack's width along the dislocations, e - increase of the microcrack's depth (length) as a result of the inflow of the other dislocations

Szersze omówienie problemów związanych z eksperymentalną i teoretyczną analizą zarodkowania mikropęknięć można znaleźć w pracy: Vladimirova i Channanova [91].

W tabeli 2.1 zestawiono natomiast schematy powszechnie znanych mechanizmów zarodkowania mikropęknięć i opatrzone je uwagami na temat oczekiwanego kierunku pęknięcia oraz materiału, w jakim zaobserwowano rozważany mechanizm, danych źródłowych i innymi uzupełnieniami. Jak wynika z analizy tych mechanizmów (tab. 2.1a,b,c), większość mikropęknięć rozwija się w kierunku poprzecznym do płaszczyzny zablokowanego poślizgu. Wyjątek stanowią materiały, w których płaszczyzna poślizgu pokrywa się z płaszczyzną łupliwości. Z tabeli 2.1a,b,c wynika ponadto, że zdecydowana większość modeli zarodkowania mikropęknięć została opracowana na potrzeby teorii kruchego pęknięcia metali. Wynika to zarówno z faktu, że rozważane tu płaskie spiętrzenia dyslokacji powstają w początkowym stadium odkształcania [83], jak również z tego, iż rozwój pęknięcia wiąże się tu przede wszystkim z płaszczyznami łupliwości. W końcowej części tab. 2.1 (tab. 2.1d) zamieszczono schematy zarodkowania mikropęknięć w metalach zawierających nieodkształcalne cząstki drugiej fazy, np. cementytu. Modele przedstawione w tab. 2.1d znajdują na ogół równorzędne,

a nawet większe zastosowanie przy opisie pękania plastycznego, chociaż przy pękaniu tego rodzaju nie można jednoznacznie wykluczyć znaczenia pozostałych modeli (tab. 2.1a,b,c) - patrz np. pkt. 2.2.

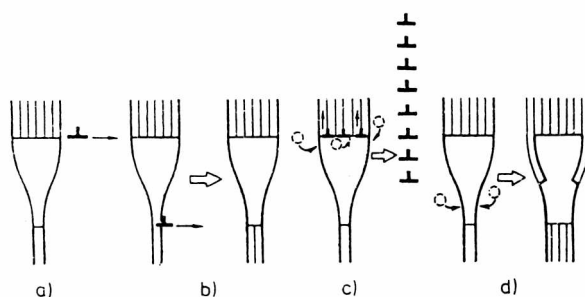
Inne szczegółowe uwagi zawarte w tab. 2.1 są sukcesywnie wykorzystywane w dalszej części niniejszego opracowania.

2.2. Wzrost mikropełnięć i makroskopowy przebieg pękania

Mikropełnięcia o submikroskopowych rozmiarach ($l < l_{Gr}$) stanowią zaledwie wstępną fazę procesu pękania. Mikropełnięcia mogą bowiem rosnać w wyniku dopływu do nich nowych dyslokacji albo ulegać zanikowi - przechodząc w defekty struktury innego rodzaju (po zdjęciu przyłożonego obciążenia).

Na rysunku 2.4 pokazano schematy procesów relaksacyjnych, jakie mogą zachodzić w mikropełnięciach dyslokacyjnych po zdjęciu przyłożonego obciążenia. Podstawowe procesy relaksacyjne są tu związane przede wszystkim ze zmianą wektora Burgersa B (rys. 1.2). Zmiana ta może następować wskutek [90]:

- emitowania dyslokacji przez mikropełnięcia (rys. 2.4a i b),
- przejście dyslokacji w ściankę dyslokacyjną (rys. 2.4c),
- pochłaniania wakansów w okolicy wierzchołka mikropełnięcia (rys. 2.4d).



Rys. 2.4. Schemat procesów relaksacyjnych, które mogą zachodzić w mikropełnięciu dyslokacyjnym: a - emitowanie dyslokacji z podstawy mikropełnięcia, b - emitowanie dyslokacji z wierzchołka mikropełnięcia, c - wspinanie dyslokacji i ich przejście w ściankę dyslokacyjną, d - pochłanianie wakansów przez wierzchołek mikropełnięcia

Fig. 2.4. A diagram of the relaxation processes which may occur in a dislocation microcrack: a - emission of dislocations from the base of the microcrack, b - emission of dislocations from the top of the microcrack, c - climb of dislocations and their transition into a dislocation wall, d - adsorption of vacancies by the microcrack's vertex

Procesy relaksacyjne w mikropełnięciach dyslokacyjnych o kształcie porów (rys. 1.2c) zależą natomiast w istotny sposób od wielkości porów.

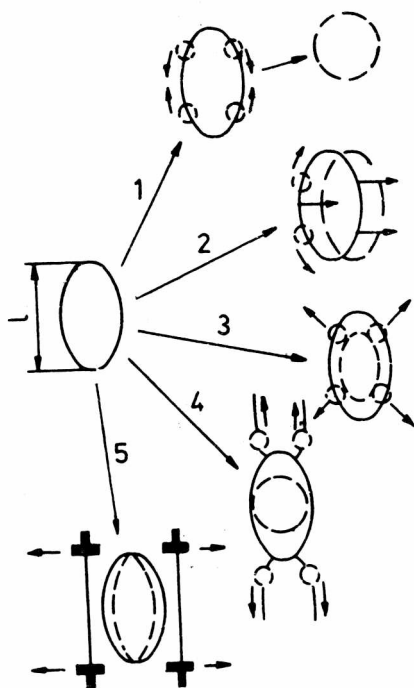
Pory można bowiem podzielić, w zależności od ich wielkości, na trzy grupy:

- a) duże, z promieniem wierzchołka większym od 1 mikrometra,
- b) średnie, w których promień wierzchołka wynosi około 10 do 1000 nanometrów,
- c) małe, o promieniu wierzchołka mniejszym od 5 nanometrów.

Najszybciej ulegają rozmyciu pory małe, wolniej średnie, a duże nie ulegają temu procesowi.

Do podstawowych procesów relaksacyjnych, wywołujących ewolucję kształtu porów, można zaliczyć (rys. 2.5):

- powierzchniową dyfuzję wakansów (1),
- przemieszczenie pory jako całości (2),
- emisję i objętościową dyfuzję wakansów (3),
- emisję wakansów wzdłuż dyslokacji (4),
- emisję pryzmatycznych pętli dyslokacji (5).



Rys. 2.5. Mechanizmy zmian kształtu lub położenia porów: 1 - zmiana kształtu w wyniku dyfuzji powierzchniowej, 2 - przemieszczenie w wyniku dyfuzji powierzchniowej, 3 - zanik poprzez emitowanie wakansów i ich objętościową dyfuzję, 4 - zanik wskutek emitowania wakansów i ich rozchodzenia się wzdłuż dyslokacji, 5 - rozproszenie wskutek emitowania pryzmatycznych, międzywęzłowych pętli dyslokacyjnych (pod wpływem naprężeń ściskających)

Fig. 2.5. The mechanisms of a change in the shape and the position of pores: 1 - a change in the shape resulting from surface diffusion, 2 - a dislocation due to surface diffusion, 3 - decay due to the emission of vacancies and their volumetric diffusion, 4 - decay due to the emission of vacancies and their propagation along the dislocations, 5 - dissipation due to the emission of prismatic interstitial dislocation loops (under compressive stress)

Należy stwierdzić, że wspomniane procesy relaksacyjne mogą doprowadzić do przejścia mikropeknięcia w dyslokacje lub wakanse albo tylko do zmiany jego kształtu. Ostre mikropeknięcie dyslokacyjne może np. zmienić kształt na poropodobny. Stąd uwaga w rozdziale 2.1 na temat niemoż-

ności jednoznacznego wykluczenia takiego, czy innego mechanizmu zarodkowania mikropęknięć w zależności od rodzaju pęknięcia (plastyczne czy kruche).

W zasadzie z danych literaturowych wynika, że pęknięcie ciał plastycznych sprowadza się do rozwoju i łączenia porów lub pustek, a tylko pęknięcie kruche do rozwoju i łączenia stosunkowo ostrych mikropęknięć dyslokacyjnych, co pokazano schematycznie na rys. 2.6 [90].

Uważa się przy tym, że wzrost porów może przebiegać według czterech niezależnych mechanizmów:

a) plastycznego wzrostu izolowanej pory - wskutek dopływu i wzajemnych reakcji dyslokacji (dotyczy przede wszystkim dużych porów),

b) wakansyjnego wzrostu izolowanej pory - proces możliwy tylko w wysokich temperaturach,

c) plastycznego niszczenia mostków pomiędzy porami - wskutek mikroszyjkowania,

d) ścinania mostków pomiędzy porami.

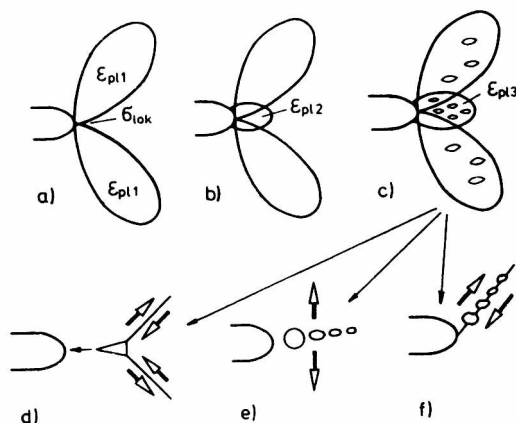
W większości prac doświadczalnych, omówionych np. przez Le Roya i innych [47], przytacza się jednak wyniki badań wskazujące na to, że pustki powstają przede wszystkim wokół nieodkształcalnych wydzielen lub wtrąceń.

Z punktu widzenia rozmia-
rów rozróżnia się cztery grupy wielkości wydzielen i wtrąceń [53]:

a) małe - (1-100) nanometrów, np. drobnodispersyjne wydzielienia faz wtórnych (SiO_2 , Al_2O_3 i BeO w stopach miedzi),

b) średnie - (0,1-1) mikrometra, np. dyspersyjne wydzielienia w stopach Al-Mg-Si, takie jak Mg_2Si i inne,

c) duże - większe od 1 mikrometra, takie jak niemetaliczne wtrącenia w stalach (związki siarki i fosforu, np. MnS oraz inne zanieczyszczenia),

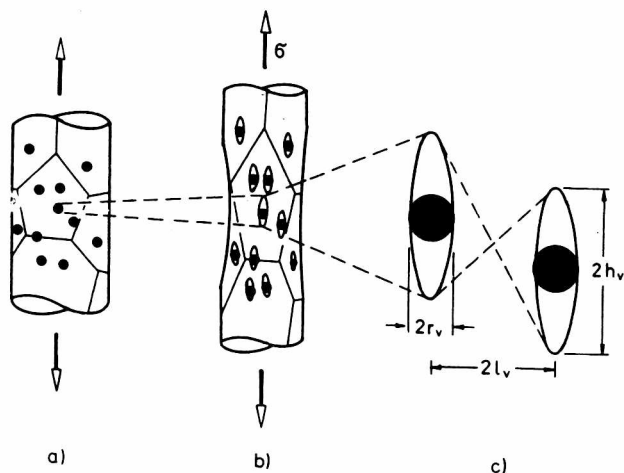


Rys. 2.6. Schemat wzrostu makropęknięcia: a - powstawanie strefy odkształceń plastycznych, b - zarodkowanie obszaru niestateczności plastycznej, c - zarodkowanie mikropęknięć, d, e, f - łączenie się mikropęknięć z makropęknięciem, w wyniku łupliwości (d), mikroszyjkowania mostków oddzielających pory (e), oraz ścinania mostków (f): σ_{lok} - naprężenie w wierzchołku szczeliny, ϵ_{pl} - odkształcenie plastyczne Fig. 2.6. A diagram of microcrack growth: a - the formation of a plastic strain zone, b - the nucleation of a plastic instability area, c - the nucleation of microcracks, d, e, f - the microcracks join the macrocrack due to the cleavage (d), the micronecking of the bridges that separate the pores (e), and the shearing of the bridges (f); σ_{lok} - stress in the crack's vertex, ϵ_{pl} - plastic strain

d) bardzo duże - (1-100) mikrometrów, np. kolonie perlitu w ferry-cie.

Na ogół uważa się, że zarodkowanie pustek jest możliwe, jeżeli są one większe od 25 (10) nanometrów: Argon [4], [5]. W pracy [53, s. 96] można znaleźć przybliżone wartości odkształceń, przy których rozpoczyna się zarodkowanie pustek w różnych materiałach, w zależności od rodzaju wtrąceń.

Modele zarodkowania pustek wokół nieodkształcalnych cząstek są, jak na razie, mniej doskonałe (tab. 2.1), niż modele ich łączenia się ze sobą zaproponowane przez: McClintoka [54-56], Thomasona [81], Browna i Emburyego [53], [7], Szczepińskiego [76]. Te ostatnie zostały z powodzeniem wykorzystane do wyjaśnienia mechanizmu pęknięcia ciągliwego. Najczęściej zakłada się, że pustki łączą się ze sobą, gdy ich długość osiągnie pewną wielokrotność odległości pomiędzy nimi (rys. 2.7). Taki me-



Rys. 2.7. Pękanie ciągliwe - schemat wzrostu i łączenia się pustek w wyniku mikroszyjkowania. Mikroszyjkowanie rozpoczyna się gdy długość pustek $2h_v$ osiąga wartość odległości pomiędzy nimi ($2l_v - 2r_v$): a - wyjściowy stan materiału, b - powstawanie pustek, c - rozrost pustek i początek mikroszyjkowania

Fig. 2.7. Ductile cracking - a diagram of the growth and the joining of voids due to micronecking. The micronecking begins when voids lengths $2h_v$ reach the values of the distance between them ($2l_v - 2r_v$): a - the initial state of the material, b - the formation of the voids, c - the growth of the voids and the initiation of micronecking

chanizm rozwoju pęknięcia ciągliwego został istotnie dość dobrze poznany od strony jakościowej [35], [45], [47], [58], [67], [69-71], [78], [82], [84]. Słabą stroną większości opisów teoretycznych, dotyczących pęknięcia ciągliwego [54-56], [81], a pośrednio i poślizgowego, jest arbitralny

charakter warunku łączenia się pustek oraz pomijanie niestabilności geometrycznych i materiałowych, które mogą prowadzić do lokalizacji odkształcenia [40], [53].

Wspomniane teorie zakładają ponadto jednorodność wielkości i odległości pomiędzy cząstkami oraz jednocześnie zarodkowanie pustek przy wszystkich cząstkach. Żadne z tych założeń nie jest całkowicie słuszne. W szczególności procesy zarodkowania i rozwoju pustek nie dają się rozdzielić. Pustki powstają bowiem w sposób ciągły. Tak więc, w czasie odkształcania mogą pojawić się nowe pustki, gdy rozrastają się już istniejące [47].

W nowszych modelach pękania ciągłego przewiduje się również oddziaływanie pomiędzy wzdłużnymi szczelinami - zamiast owalnych pustek. Występowanie takich szczelin jest równie realne, jak powstawanie pustek. Model taki został zaproponowany i zweryfikowany doświadczalnie przez Szczepińskiego [76]. W teoretycznej analizie mikroszybkowania, w obszarach oddzielających wspomniane szczeliny, wykorzystano tu teorię linii poślizgu.

W czysto teoretycznych rozważaniach na temat pękania ciągłego coraz częściej uwzględnia się natomiast niestabilności odkształcenia oraz wewnętrzne defekty struktury, a w tym występowanie granic ziaren: Perzyna [64-66].

Poglądy na temat pękania poślizgowego (rys. 2.6f) wymagają szerszego omówienia. Mechanizm tego pękania stanowi bowiem zasadniczy przedmiot niniejszego opracowania. Ponadto, uważany jest on za najmniej poznany mechanizm pękania, w porównaniu z pękaniami kruchym i ciągłym (rys. 2.6-2.8).

2.3. Mechanizm pękania poślizgowego

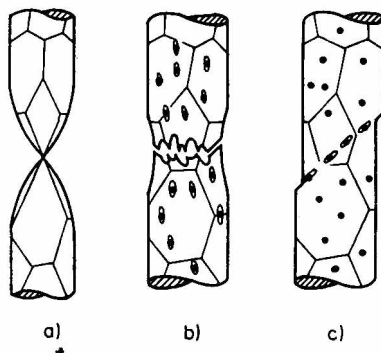
Powszechnie rozróżniane są trzy mechanizmy plastycznego rozdzielania metali podczas ich odkształcania na zimno ($T = 0,1-0,3 T_{top}$) [78], [9]:

a) rozdzielanie w wyniku 100-procentowego przewężenia (bez pękania) - rys. 2.8a,

b) pękanie ciągłe - rys. 2.8b,

c) pękanie poślizgowe - rys. 2.8c.

Jak już wspomniano, ten ostatni rodzaj pękania uważa się za najmniej poznany [78], [90], [32], [33], co znajduje między innymi odzwier-



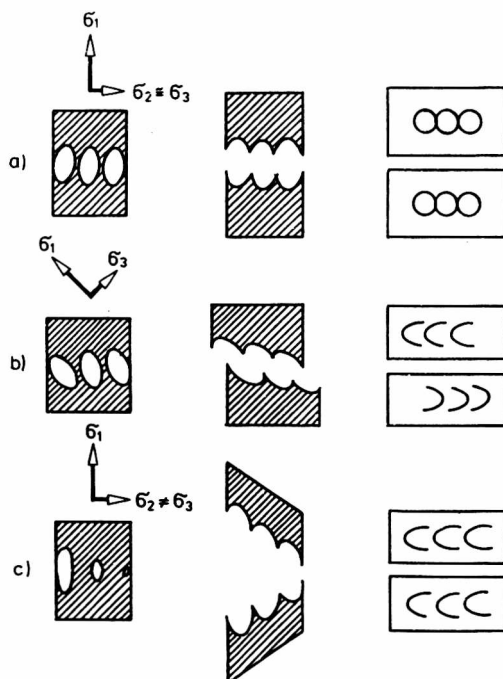
Rys. 2.8. Rodzaje makroskopowego - plastycznego rozdzielania materiału podczas rozciągania: a - 100-procentowe przewężenie, b - pękanie ciągłe, c - pękanie poślizgowe

Fig. 2.8. Types of macroscopic plastic destruction of the material's cohesion at tension: a - 100% area reduction, b - ductile cracking, c - shear cracking

ciędloność w monografiach poświęconych pękaniu [14], [36], [40], [39], [48], [54], [62], [90].

Na ogół sądzi się, że pękanie poślizgowe polega na powstawaniu i łączeniu się arkuszowo rozłożonych pustek. Model taki zaproponował Rogers [69].

Uważa się przy tym, że pustki rozrastają się w nieco inny sposób niż w trakcie pękania ciągliwego. Podczas pękania poślizgowego pustki nie zwiększają swojej objętości aż tak znacznie, jak przy pękaniu ciągliwym. Rozrastają się one jako twory płaskie, czym tłumaczy się ich mniejszą czułość na wpływ ciśnienia zewnętrznego [78]. Pogląd taki został ugruntowany przede wszystkim nie na podstawie badań doświadczalnych materiałów z wydzieleniami [33], [58], [17], [89], [15], a zwłaszcza wskutek dotychczasowych interpretacji fraktografii przełomów poślizgowych (rys. 2.9) [36], [16], [11].



Rys. 2.9. Zmiany kształtu pustek oraz układ zagłębień na powierzchniach przełomów, w zależności od układu naprężeń: a - osiowe rozciąganie, b - czyste ścinanie, c - rozdzielanie (wg: Beachem C. D., Trans. ASME-J. Basic. Eng., Series D, vol. 87, s. 299 [36])

Fig. 2.9. Changes in the shape of voids and the pattern of pits on the surface of fractures depending on the system of stress: a - axial tension, b - pure shearing, c - tearing (see Beachem C. D., Trans. ASME-J. Basic. Eng., Series D, vol. 87, p. 299 [36])

Obecność pustek w stosunkowo czystych metalach nie została jednak jednoznacznie potwierdzona, chociaż morfologia ich przełomów jest zbliżona do morfologii przełomów materiałów z wydzieleniami (wtrąceniami). Idzie tu przede wszystkim o obecność pustek obserwowanych jeszcze przed zupełnym rozdzieleniem materiału. Problem ten jest podnoszony w opracowaniach Frencha i Weinricha, np. w [32]. Trzeba przy tym stwierdzić, że autorzy ci poświęcili dużo uwagi badaniom procesu pęknięcia plastycznego w próbie rozciągania: miedzi, brązów i stali węglowych [26], [30], [31], [33], [29], [85]. We wspomnianej już pracy [32] przytacza się argumenty na nieobecność pustek, chociaż powierzchnie przełomów były pokryte wzdłużnymi wgłębieniami. Autorzy ci nie podają jednak innego sposobu interpretacji mechanizmu pęknięcia poślizgowego. Poprzestają oni między innymi na stwierdzeniu, że powierzchnia przełomu poślizgowego jest równoległa do kierunku zlokalizowanego ścinania.

Jak do tej pory nie przeprowadzono szczegółowych badań tworzenia się pustek w materiałach wolnych od wtrąceń. Dotychczasowe wyniki badań, wykonanych na materiałach wolnych od wtrąceń, sugerują natomiast, że pęknięcia mogłyby się tworzyć na granicach ziaren. Może do tego dochodzić wskutek spiętrzenia dyslokacji [12] lub w wyniku grupowania się wakanów – wytwarzanych przez ruchome dyslokacje [10].

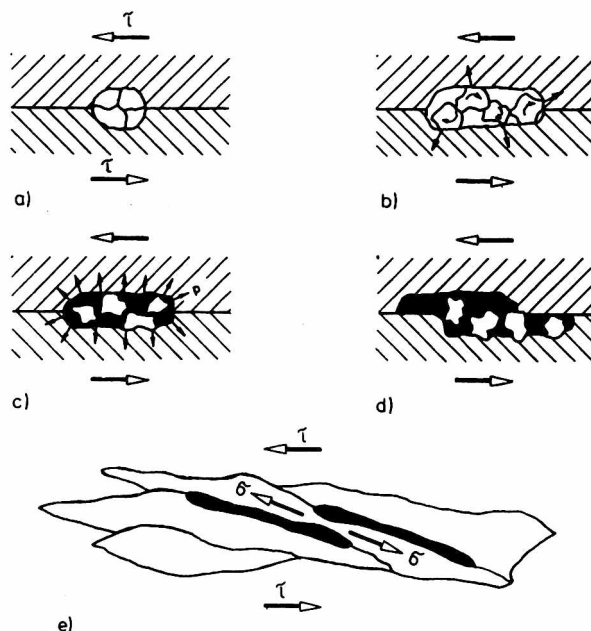
Korbel i inni [43] badali wpływ ciśnienia na tworzenie się zlokalizowanych pasm ścinania podczas rozciągania naturalnie starzonego stopu Al-Zn-Mg. Stwierdzili, że rozpoczęcie lokalizacji nie jest czułe na ciśnienie zewnętrzne. Dalszemu wzrostowi pasm ścinania towarzyszyły natomiast uszkodzenia objętościowe, podobne do sugerowanych. Były to uszkodzenia w postaci pustek obserwowanych na granicach ziaren poprzecznie zorientowanych względem mikroskopowych pasm ścinania [45 – rys. 5a]. Tak ułożone pustki, aczkolwiek związane ze zlokalizowanym ścinaniem, nie mogą stanowić bezpośredniego dowodu na potwierdzenie powszechnie akceptowanego, arkuszwego mechanizmu pęknięcia poślizgowego. Ten ostatni jest tu bowiem bardziej sugerowany wynikami badań fraktograficznych powierzchni przełomów [43 – rys. 2b], niż obecnością pustek rozmieszczonych wzdłuż wspomnianych pasm ścinania.

Powszechnie wiadomo, że zlokalizowane ścinanie może doprowadzić do pęknięcia. Do opisu zlokalizowanego ścinania przedstawiono już wiele modeli z dziedziny plastyczności metali, np. [2], [63], [20]. Mimo to, zależność pomiędzy zdarzeniami – zachodzącymi na poziomie mikrostrukturalnym, a występowaniem makroskopowego ścinania i pęknięcia, pozostaje nadal do wyjaśnienia [43]. Zagadnienie to omówiono szerzej w rozdziale 3.

Ponadto, bliższego wyjaśnienia wymaga znaczenie mało poznanej roli pustek, występujących na granicach ziaren. Nie można przy tym skorzystać bezpośrednio z wyników badań wysokotemperaturowych, np. dotyczą-

cych pęknięcia. Powstające w tym przypadku pustki są bowiem w znacznej mierze rezultatem poślizgu po granicach ziaren, a samo pęknięcie jest pęknięciem międzykrystalicznym [1], [3], [13], [21], [27], [37], [46], [50], [60], [68], [72], [73], [75], [88], [86], [87]. W przypadku transkrystalicznego pęknięcia poślizgowego oczekuje się natomiast przede wszystkim pustek ułożonych wzdłuż kierunku ścinania.

Jedną z nielicznych prób wyjaśnienia wpływu pustek (szczelin) międzykrystalicznych na przebieg pęknięcia pod wpływem naprężeń stycznych można znaleźć w pracy Erbla [23].



Rys. 2.10. Schemat powstawania i rozwoju szczelin na granicach ziaren (a,b,c,d) oraz niszczenia spójności ziaren oddzielających te szczeliny (e) - według Erbla [23]: a - pęknięcie mniej plastycznego składnika, wskutek poślizgu po granicach ziaren, b - powstawanie szczelin w wyniku rozpychania materiału poprzez obracające się fragmenty rozkruszonego uprzednio składnika, c - rozpychanie materiału przez ciecz, używaną do wytwarzania naprężeń ściskających, d - dalszy rozwój szczeliny, e - powstawanie naprężeń rozciągających oraz przewężanie ziarna rozdzielającego szczeliny

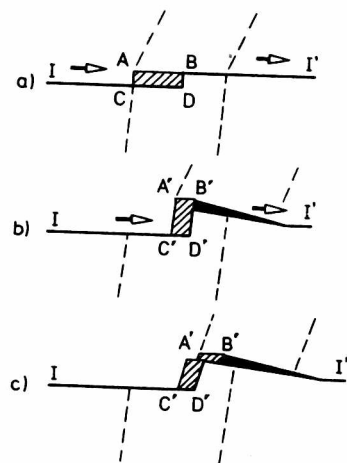
Fig. 2.10. A diagram of the initiation and the propagation of cracks at the boundaries of grains (a,b,c,d) and the destruction of the cohesion of the grains separating these cracks (e) - according to Erbel [23]: a - the cracking of the less plastic constituent as a result of the slip along the boundaries of grains, b - the formation of a crack as a result of the material being pushed apart by the revolving bits of the disintegrated constituent, c - the pushing apart of the material by the liquid that is used to produce compressive stress, d - the further propagation of the crack, e - the appearance of tensile stress and the tearing of the grains separating the pores

Erbel [23], badając wpływ trójosiowego ściskania na przebieg odkształceń podczas skręcania [23-25], doszedł do wniosku, że odkształcenie to jest limitowane powstawaniem nieciągłości na granicach ziaren (rys. 2.10a). Zdaniem Erbla nieciągłości takie (szczeliny) nabierają decydującego znaczenia dopiero przy dużych odkształceniach. Powstająca bowiem przy takich odkształceniach tekstura sprawiała, że granice ziaren pokrywały się z kierunkiem działania maksymalnych naprężeń stycznych. Działające naprężenia styczne nie powodowały jednak (zdaniem Erbla) ścinania mostków (ziaren) rozdzielających poszczególne szczeliny, lecz ich przewężanie (rys. 2.10b).

Znany jest również jeszcze inny model pęknięcia pod wpływem naprężeń stycznych (rys. 2.11), występujących podczas skręcania próbek. Jest to model pęknięcia bez udziału owalnych pustek. Zaproponowali go Tanaka i Spretnak [77], na podstawie analizy odkształceń w próbce skręcania [18], [19].

Rys. 2.11. Schemat zarodkowania i rozwoju pęknięć wzdłuż charakterystyk - wg Tanaki i Spretnaka [77]: a - stadium początkowe, powstanie nieciągłości wzdłuż charakterystyki I - I' (uskok BD), b - spęczanie materiału w obszarze A B C D i otwarcie pęknięcia za uskokiem B D, c - przyrost długości pęknięcia w wyniku podziału obszaru A B C D na części

Fig. 2.11. A diagram of the nucleation and the propagation of cracks along the characteristic curves - according to Tanaka and Spretnak [77]: a - the initial stage; discontinuity appears along the curve I - I' (fault BD), b - the upsetting of material in the area A B C D and the opening a crack behind the fault B D, c - the increase in the length of the crack resulting from the division of the area A B C D into parts



Dane literaturowe nie wskazują na większe wykorzystanie tego modelu (prawdopodobnie z dalej przytoczonych powodów).

W modelu Tanaki i Spretnaka zakłada się bowiem, że pęknięcie rozwija się wzdłuż tak zwanych charakterystyk (linii poślizgu) - wyznaczanych metodami makroskopowej teorii ciała stałego, idealnie plastycznego. Za podstawowy czynnik sprawczy, prowadzący do pęknięcia (rys. 2.11), uważa się przy tym spęczanie bliżej nieokreślonej objętości materiału (obszar ABCD - rys. 2.11a). Obszar ten znajduje się przed uskokiem BD, jaki zdaniem Spretnaka i Tanaki powstaje w miejscu nieciągłości charakterystyki - linia I-I'. Nieciągłość ta wynika tu jednak z bliżej nieokreślonej zmiany kierunku charakterystyki. Wspomniane spęczanie materiału w obszarze ABCD prowadzi do przyrostu szerokości obszaru (odcinek B'D') - (rys.

2.11b). W rezultacie tego następuje rzekome przesunięcie materiału wzdłuż odcinka $B'D'$ równoległego do wzdłużnej osi skręcanej próbki. Przesunięcie to powoduje z kolei rozwarście materiału wzdłuż części charakterystyki, jaka znajduje się za uskokiem $B'D'$ (rys. 2.11b). Dalszy rozwój pęknięcia jest uzależniany od bliżej niewyjaśnionego podziału obszaru $A'B'C'D'$ na części (rys. 2.11c) oraz łączenia się ze sobą innych tego rodzaju rozwarstwień – wzdłuż charakterystyki.

Zdaniem autora niniejszego opracowania, model autorów: Tanaka-Spretnak opracowano prawdopodobnie na podstawie błędnej interpretacji badań doświadczalnych. Interpretacja taka mogła wynikać między innymi z przyjętych założeń teoretycznych (czyste ścinanie) oraz przyjętego modelu ośrodka ciągłego idealnie plastycznego – pomijającego konsekwencje krystalicznej budowy metali. Zagadnienie to zostanie rozwinięte w dalszej części pracy. Niezależnie od tego należy wspomnieć, że próba skręcania jest uważana obecnie za mało przydatną z punktu widzenia analizy procesu pęknięcia [45].

W niniejszym omówieniu pominięto analizę rozwoju szczelin występujących we wnętrzu nieskończonej płyty sprężystej – poddanej czystemu ścinaniu. Przypadek taki wykracza bowiem poza ramy niniejszego opracowania, a ponadto jest on rozważany na ogół w czystoanalityczny sposób, jak np. w pracach Theocaris [79], [80]. Ograniczono się więc do najczęstszych analiz pęknięcia, jakie prowadzone były w podstawowych próbach wytrzymałościowych, takich jak: rozciąganie, skręcanie i ściskanie.

W podsumowaniu można stwierdzić, że najbardziej rozpowszechnionym i akceptowanym poglądem na temat pęknięcia poślizgowego jest pogląd o pęknięciu w wyniku łączenia się arkuszowo rozłożonych pustek. Świadczy o tym, między innymi, wykorzystywanie takiego modelu przy opracowywanych ostatnio mapach mechanizmów pęknięcia [6], [8], [22], [34], [44], [49], [78]. Zasadniczym dowodem na potwierdzenie wspomnianego mechanizmu pęknięcia bywają natomiast najczęściej wyniki badań fraktograficznych, a przede wszystkim ich dotychczasowa interpretacja.

3. PROBLEMY DEKOHEZJI STEROWANEJ W PROCESACH OBRÓBKII PLASTYCZNEJ METALI

O przebiegu sterowania pękaniem w procesach plastycznej obróbki metali można mówić w odniesieniu do szerokiej grupy procesów opartych na naruszaniu spójności materiału.

Najogólniej rzecz biorąc można stwierdzić, że podstawową barierą dla dalszego rozwoju technologii cięcia materiałów metodami dekohezji sterowanej stanowi niedostateczny stan wiedzy na temat pęknięcia poślizgo-

wego. Wiedza na temat pękania poślizgowego w omawianym tu procesie cięcia pochodzi przede wszystkim z zapożyczeń. Jak do tej pory nie przeprowadzono bowiem systematycznych badań nad mechanizmem pękania w procesie cięcia [8], [14], [48], [89-91]. Najczęściej poprzestawano na fraktograficznej analizie morfologii powierzchni przełomów. Twierdzono przy tym, że wystarczające jest to, co wiemy na temat pękania poślizgowego - występującego przy stosunkowo prostych stanach naprężeń, takich jak w próbie rozciągania, skręcania itp. Stwierdzenia takie wynikały raczej ze swoistej analogii między fraktograficznymi obrazami powierzchni przełomów, powstających podczas ścinania technologicznego oraz tak zwanego czystego ścinania (skręcanie).

W ślad za tym założono identyczność mikromechanizmów pękania poślizgowego niezależnie od specyfiki poszczególnych przypadków (rozciąganie, skręcanie, cięcie itp.). Dlatego też, całą uwagę koncentrowano na makroskopowych aspektach pękania w procesie cięcia. Podejmowano przy tym próby przewidywania i ewentualnego sterowania makroskopowym przebiegiem pękania. Przede wszystkim dążono do osiągnięcia płaskiej i prostopadłej powierzchni przełomu bez czego rozważana technologia przedstawiała być konkurencyjna - w porównaniu z technologiami wiórowymi, przede wszystkim ze względu na jakość cięcia.

3.1. Dotychczasowe sposoby analizy i sterowania przebiegiem pękania w procesie cięcia

Jak już wspomniano, jednym z podstawowych celów dekohezji sterowanej jest uzyskanie płaskiej powierzchni przełomu. Zagadnienie to bywa rozważane najczęściej w kategoriach kształtu trajektorii pękania.

W dotychczasowych opracowaniach teoretycznych na podany temat domniuje jednak założenie, że kształt trajektorii pękania jest tożsamy z esopodobnym kształtem powierzchni przełomu. W ślad za tym założeniem podejmowano różnorodne próby przewidywania kształtu trajektorii pękania. Jedną z najstarszych prób tego rodzaju polegała na wyznaczaniu trajektorii pękania poprzez łączenie środkowych punktów linii, które zmieniały swój kształt wskutek przemieszczeń materiału w strefie ścinania [110]. Jednym z najczęściej stosowanych obecnie sposobów przewidywania kształtu trajektorii pękania jest natomiast sposób oparty na metodach makroskopowej teorii linii poślizgu [7], [65], [47]. Wiadomo jednak, że zastosowanie tej teorii wymaga budowy pola (siatki linii poślizgu). W tym też tkwi największa trudność. Dobór takiego pola musi być bowiem dokonany intuicyjnie, jedynie na podstawie doświadczenia [92]. Od doświadczenia zależy więc, czy opracowany następnie wykres prędkości (hodo-
graf) i wyznaczone linie nieciągłości prędkości płynięcia plastycznego

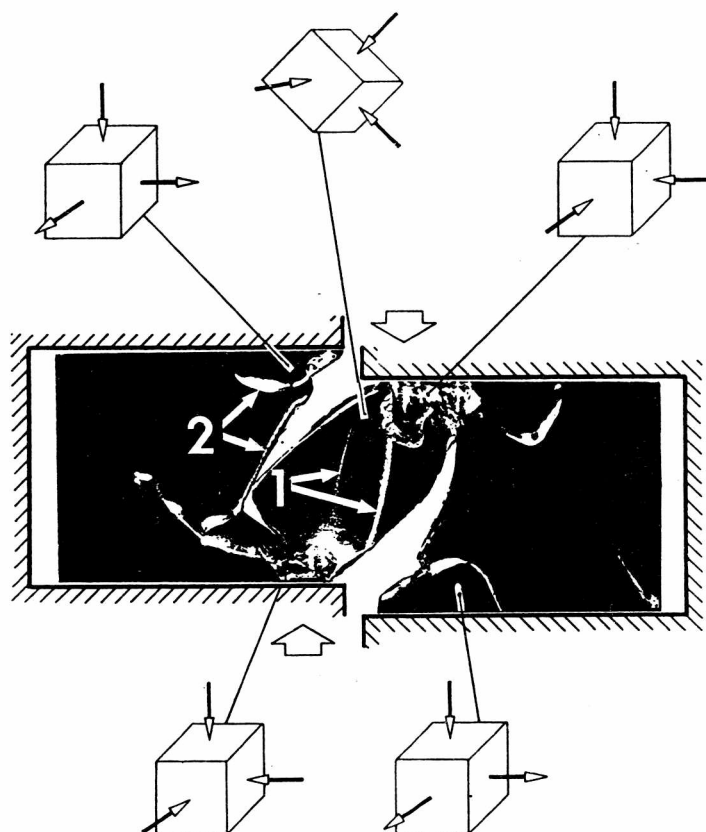
będą odpowiadały rzeczywistości. Dlatego też można wątpić, czy zastosowanie podanej teorii jest miarodajne przy powszechnym stosowaniu wspomnianego wcześniej założenia o esopodobnym kształcie trajektorii pęknięcia i przy dopasowywaniu pola linii poślizgu do takiego właśnie kształtu trajektorii pęknięcia. Nie można bowiem nie dostrzegać faktu, że wynikowy kształt powierzchni przełomu zależy od rozwoju i łączenia się dwóch przeciwległych pęknięć, a nie od rozwoju jednego esopodobnego pęknięcia. Uproszczenie takie zakłada bowiem możliwość ponownego złożenia rozdzielonego materiału w sposób zapewniający przyleganie powstałych powierzchni przełomu. W rzeczywistości złożenie takie nie jest jednak możliwe. Ponadto, inne uproszczenie – wynikające z podanego założenia, sugeruje niezmiennosc mikromechanizmów pęknięcia wzdłuż całej esopodobnej trajektorii pęknięcia. Trudno się z tym zgodzić chociażby dlatego, że kształt taki nie znajduje uzasadnienia, np. w analizie kształtu izotetu odkształcenia plastycznego [70], czy też analizie kształtu trajektorii maksymalnych odkształceń postaciowych (rys. 3.1).

Do najbardziej rozpowszechnionych obecnie sposobów praktycznego sterowania makroskopowym przebiegiem pęknięcia w procesie cięcia należy sterowanie poprzez zmianę odległości pomiędzy krawędziami tnącymi (zmiana szczeliny). Nie trudno się przekonać, że jest to oddziaływanie wyłącznie geometryczne. Polega ono bardziej na zmianie położenia przeciwległych pęknięć, niż na zmianie kształtu trajektorii tych pęknięć. Znałe są jeszcze inne sposoby geometrycznego oddziaływania na położenie przeciwległych pęknięć [8], ale ich skutek jest podobny do podanego.

W przypadku żelaza i jego stopów zawiodły również inne metody sterowania pękaniem, takie jak np. jednoosiowe ściskanie ścinanego materiału [15], [49], [90]. Ściskanie takie miało opóźniać, a nawet eliminować pęknięcie w procesie cięcia. W rzeczywistości nie udało się wyeliminować pęknięcia. Ściskanie to powodowało natomiast powtarzanie się nadcinania i pęknięcia. W efekcie tego na powierzchni przecięcia pojawiało się kilka blyszczących pasków oddzielonych powierzchniami pęknięcia [15].

Wspomniane uproszczenia metody linii poślizgu, niska rozdzielczość metod wizjoplastyczności [37], [13], [25] oraz przyjmowane modele ośrodka ciągłego (bez struktury) [40] – ograniczały znacznie zakres omówionych rozważań. Prowadzone w ten sposób analizy stanu odkształcenia i na prężenia były bowiem możliwe jedynie dla początkowych etapów procesu cięcia. Na ogół nie wykraczano poza obszar odkształceń wyznaczony przez maksimum siły tnącej [25] lub początek pęknięcia [72].

Dotychczasowe sterowanie pękaniem w procesie cięcia nie było więc rozważane w kategoriach zaawansowanego procesu pęknięcia. Żaden ze wspomnianych sposobów przewidywania trajektorii pęknięcia i sterowania jego dalszym przebiegiem nie odwoływał się bowiem do mikromechanizmów pęka-



Rys. 3.1. Kształt trajektorii maksymalnych odkształceń postaciowych (1) oraz trajektorii kruchego pękania (2) przy poprzecznym ścinaniu próbki z żywicy epoksydowej - badania własne (rozkład naprężeń według [110])
 Fig. 3.1. The trajectories of maximum non-dilatational strain (1) and the trajectories of brittle cracking (2) at the transverse shearing of a test piece made of epoxy resin - the author's tests (stress distribution according to [110])

nia. Nie rozważano również różnorodnych uwarunkowań, wynikających z krystalicznej budowy metali oraz ewolucji ich struktury w czasie odkształcania.

Mimo pewnych prób problem ten nie znalazł również dostatecznego rozwinięcia w ramach mechaniki pękania [18].

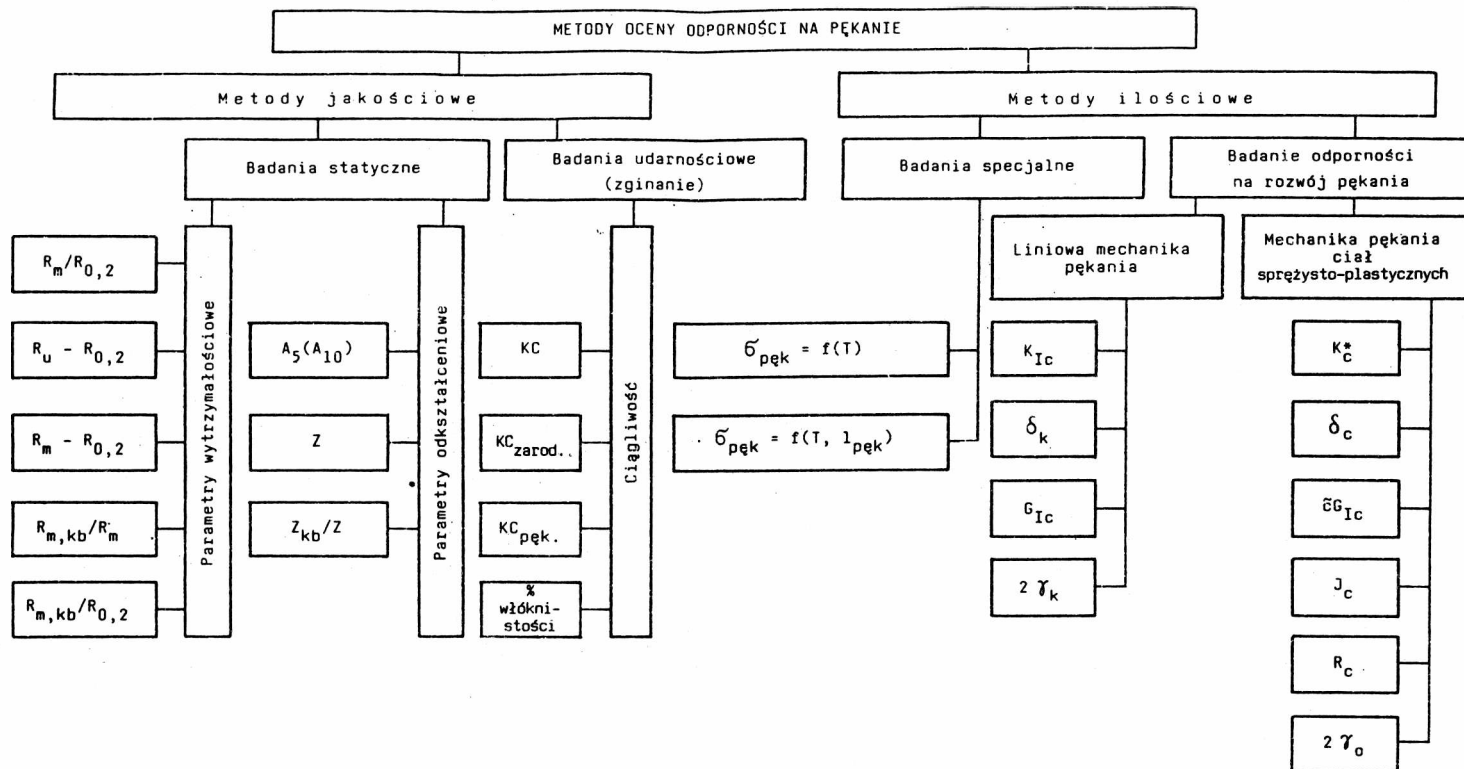
3.2. Sterowanie pękaniem poślizgowym w świetle kryteriów i metod mechaniki pękania

Na rysunku 3.2 zestawiono ogólnie znane kryteria i metody oceny wytrzymałości materiałów ze względu na pękanie [26]. Metody te można podzielić na dwie grupy, to jest jakościowe i ilościowe. Ilościową oceną wytrzymałości na pękanie zajmuje się mechanika pękania. Jest ona stosunkowo młodą dyscypliną nauki. Została opracowana przede wszystkim z myślą o ilościowej analizie wytrzymałości materiałów zawierających w swym wnętrzu szczeliny. Trzeba jednak stwierdzić, że idzie tu zasadniczo o ocenę odporności na szybki rozwój szczelin, związany z kruchym pękaniem metali i stopów. Dotyczy to przede wszystkim wielkogabarytowych przedmiotów, takich jak np.: spawane korpusy statków, zbiorniki, rakiety. Szczegółowe omówienie poszczególnych kryteriów mechaniki pękania oraz zakresu ich stosowalności i metod badawczych można znaleźć w ogólnie dostępnych opracowaniach, np. [97], [41], [78], [55], [38], [29]. Zasadniczym celem niniejszego podrozdziału jest natomiast zwrócenie uwagi na trudności związane z określaniem naprężeń w pobliżu wierzchołka szczeliny (w przypadku stosunkowo plastycznych materiałów) oraz wynikające z tego ograniczenia istotne z punktu widzenia procesu cięcia.

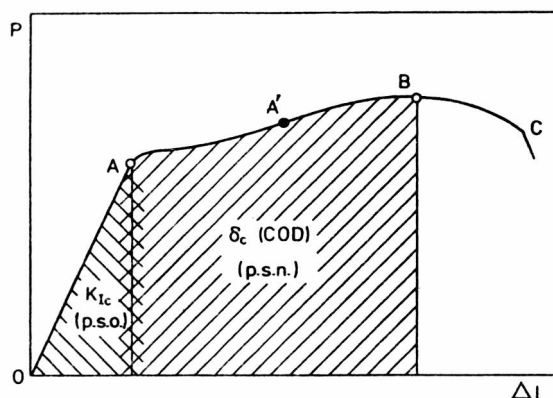
Wiadomo bowiem, że stan naprężenia w pobliżu wierzchołka szczeliny jest opisany prawie wyłącznie za pomocą liniowej mechaniki pękania opartej na teorii sprężystości. Odporność na rozwój pękania oceniana jest wówczas za pośrednictwem jednej stałej, za jaką uważa się współczynnik intensywności naprężeń K_I lub K_{Ic} (przy płaskim stanie odkształcenia). Stałą tę określa się za pomocą prostego eksperymentu. Nie rozważa się przy tym tego, co w rzeczywistości zachodzi w pobliżu wierzchołka szczeliny. Eksperymentalne określenie K_{Ic} wymaga natomiast, aby charakterystyczny rozmiar strefy odkształceń plastycznych w pobliżu wierzchołka szczeliny był mały w porównaniu z długością szczeliny, grubością wyrobu i odległością od końca szczeliny do powierzchni wyrobu. Dlatego też, próbki do określania K_{Ic} powinny mieć dostatecznie duże rozmiary. Wykonanie i badanie tych dużych próbek jest często niemożliwe.

Odstąpienie od ograniczeń narzuconych rozmiarom i proporcjom strefy liniowej mechaniki prowadzi do błędnych wyników. Stosuje się wówczas kryteria nieliniowej mechaniki pękania, np. kryterium krytycznego rozwarcia szczeliny COD.

Na rysunku 3.3 przedstawiono, w poglądowy sposób, zakresy stosowania wspomnianych kryteriów. Trzeba jednak stwierdzić, że kryteria mechaniki pękania nie określają żadnych parametrów trajektorii pękania. Określają one jedynie warunki, dla których następuje zakrytyczny (szybki) rozwój szczelin, typowy dla pękania kruchego.



Rys. 3.2. Kryteria i metody oceny odporności materiałów na kruche pękanie [26]
 Fig. 3.2. The criteria and the methods of estimating the resistance to brittle fracture of materials [26]



Rys. 3.3. Przebieg obciążenia P w funkcji przemieszczenia Δl płaskiej próbki. Widoczne obszary zastosowań kryteriów liniowej i nieliniowej mechaniki pęknięcia [71]: p.s.o. - płaski stan odkształcenia, p.s.n. - płaski stan naprężenia, K_{Ic} - współczynnik intensywności naprężeń, δ_c - krytyczne rozwarście szczeliny

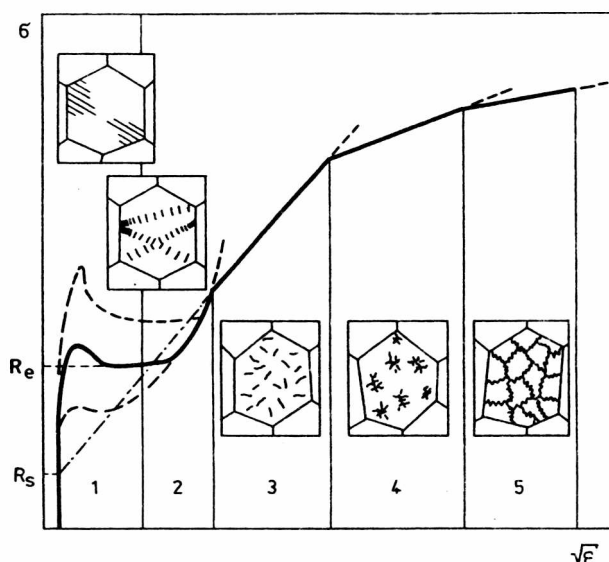
Fig. 3.3. Load P as a function of displacement Δl of a flat test piece. Visible areas of the application of the criteria of the linear and the nonlinear mechanics of cracking [71]: p.s.o - plane state of strain, p.s.n - plane state of stress, K_{Ic} - stress intensity factor, δ_c - critical opening of the crack

Dalszy rozwój pęknięcia nie stanowi szczególnego przedmiotu zainteresowań mechaniki pęknięcia. Nieliczne prace, poświęcone zakrytycznemu rozwojowi szczelin, dotyczą natomiast bardziej metod zatrzymywania szybkich pęknięć, niż przewidywania i sterowania ich trajektorią [17], [18]. Znane próby przewidywania trajektorii pęknięcia są oparte natomiast przede wszystkim na rachunku wariacyjnym [22], [67-69]. Jak wynika z pracy Wnuka [108] przewidywania te są jedynie pewnym przybliżeniem ścisłego rozwiązania. Wnuk twierdzi ponadto, że jak dotychczas brak adekwatnej teorii przewidywania trajektorii pęknięcia.

Dlatego też, sterowanie pękaniem poślizgowym w procesie cięcia wymaga innego podejścia. Rozważany przypadek pęknięcia poślizgowych (odcinek BC na rys. 3.3) nie mieści się bowiem w ramach klasycznej mechaniki pęknięcia (odcinek OA' na rys. 3.3). Istnieją co najmniej dwie przyczyny takiego stanu rzeczy. Pierwszą z nich, to niewspółmiernie duża strafa odkształceń plastycznych przed wierzchołkiem pęknięcia poślizgowego. Rozmiary tej strefy nie tylko przekraczają znacznie rozmiary pęknięcia, ale są porównywalne z grubością ciętego materiału.

Druga przyczyna wynika natomiast z faktu, że pęknięcie poślizgowe w procesie cięcia nie przejawia tendencji do przechodzenia w pęknięcie kruche, wzdłuż tej samej trajektorii pęknięcia. Kruche pęknięcie ciętego materiału przebiega bowiem wzdłuż zupełnie innych trajektorii (rys. 3.1).

Dlatego analizowany tu przypadek pękania poślizgowego nie może być rozważany w kategoriach zakrytycznego rozwoju pęknięć. Natomiast wiele wskazuje na to, że pękanie poślizgowe powinno być rozpatrywane w powiązaniu z teorią dużych odkształceń plastycznych. Wymaga to opracowania nowych modeli mechanizmu pękania poślizgowego. Większość znanych modeli



Rys. 3.4. Schemat przebiegu krzywej umocnienia odkształceniowego polikryształów o sieci A2 - w obszarze odkształceń równomiernych. Widoczne różne stadia procesu umocnienia oraz odpowiadające im struktury dyslokacyjne [95]: 1 - stadium początkowe, 2 - stadium umocnienia liniowego, 3-5 - trzy stadia umocnienia parabolicznego; a - mikrolokalizacja odkształceń w okolicy potrójnych styków ziaren oraz makrolokalizacja odkształceń w pasmach Lüdersa, b - utrzymywanie się dyslokacji w płaszczyznach działających źródeł i powstawanie płaskich spiętrzeń dyslokacji, c - wyrównanie rozkładu dyslokacji, d - tworzenie się pętli dyslokacyjnych, e - tworzenie się komórek dyslokacyjnych

Fig. 3.4. A diagram of the strain hardening curve for polycrystals with the A2 lattice - in the uniform strain area. Visible different stages of the strain hardening process and the corresponding dislocation structures [95]: 1 - initial stage, 2 - linear hardening stage, 3-5 - three stages of parabolic hardening; a - the microlocation of strain in the areas of triple contacts between grains and the macrolocation of strain in Lüders bands, b - dislocations still exist in the planes of acting sources and plane pile-ups of dislocations are formed, c - the distribution of dislocations becomes more uniform, d - dislocation loops are formed, e - dislocation cells appear

zarodkowania pękania (tab. 2.1) opiera się bowiem na płaskim spiętrzeniu dyslokacji, które występuje w początkowym zakresie odkształcania (rys. 3.4) [94-97]. Modele te nie uwzględniają więc dalszej ewolucji struktury odkształcanego materiału, a zwłaszcza struktury związanej z utratą plastycznej stateczności materiału (za maksimum siły).

3.3. Problemy analizy pękania przy dużych odkształceniach plastycznych

Jeszcze do końca lat 60. panowało przekonanie, że elementarne akty odkształcenia i pękania zachodzą wyłącznie na poziomie pojedynczych atomów [105]. Objętość materiału, w której zachodzi taki elementarny akt, nazywano objętością mikroskopową i szacowano na około 1-100 objętości atomowych $V_a = a^3$, gdzie a oznacza wartość stałej sieciowej.

W ostatnich latach ustalono jednak, że wymieniony elementarny akt może zachodzić w różnych objętościach [105], [64]. Sugeruje się przy tym konieczność jednoznacznego stosowania kilku modeli zjawisk w zależności od ich skali i wzajemnego powiązania.

W fizyce pękania skala zjawiska jest związana z rozmiarami szczelin. Obecnie uważa się, że zarodkowanie submikroskopowych szczelin zachodzi w objętości od 0,001 do około 0,01 mikrometra sześciennego. Zarodkowanie to jest związane przy tym z niejednorodnością odkształcenia plastycznego, zachodzącego w objętości około 1 mikrometra sześciennego.

W fizyce odkształcenia plastycznego rozróżnia się natomiast cztery podstawowe skale (poziomy), na jakich zachodzą zjawiska związane z odkształceniem plastycznym [105]:

1. Mikroskopowy (atomowy) o wymiarach liniowych l_M od 1 do 30 stałych sieciowych " a " i objętości V_M od 100 do 1000 V_a .
2. Mezoskopowy, inaczej zwany poziomem substruktur dyslokacyjnych, o wymiarach liniowych l_{sub} około 0,1 do 3 mikrometrów i objętości od 0,01 do 10 mikrometrów sześciennych.
3. Strukturalny, odpowiadający wielkości pojedynczego ziarna materiału polikrystalicznego. Charakterystyczny wymiar liniowy l_{st} wynosi przy tym około 20 do 200 mikrometrów.
4. Makroskopowy, o charakterystycznym wymiarze liniowym l_m równym lub większym od 10 l_{st} .

Każdy z wymienionych poziomów odkształcenia wymaga właściwego dla siebie modelu fizycznego oraz innego opisu matematycznego. Najbardziej poznany jest makroskopowy poziom odkształceń. W fenomenologicznych teoriach objętość makroskopową V_m traktuje się przy tym jako "punkt" o określonych własnościach. Przyłożenie stałego naprężenia sprawia, że elementarne "punkty" (elementarne objętości) odkształcają się jednakowo zgodnie z odpowiednim równaniem stanu.

Z kolei na mikroskopowym poziomie odkształceń zakłada się, że idealny kryształ to "próżnia", w której przemieszczają się defekty - "quasi-cząstki". Każde przemieszczenie takiej quasi-cząstki prowadzi do zmiany kształtu kryształu, to jest do odkształcenia plastycznego.

Substrukturalny (mezoskopowy) i strukturalny poziom odkształceń

nie znalazły, jak do tej pory, ogólnie uznanego opisu matematycznego. Niejednorodność odkształceń plastycznych, gradienty przemieszczeń i naprężeń wewnętrznych są na tych poziomach tak duże, że nieprzydatne stają się przybliżenia makroskopowe. Podobnie jest z przydatnością opisu mikroskopowego. Wynika to ze wzrostu liczebności defektów sieci krystalicznej i faktu, że przestają one wówczas być "idealnymi quasi-cząstkami".

W późnych stadiach odkształcania plastycznego, a w tym poprzedzających pękanie plastyczne, występują tak duże gęstości dyslokacji (rzędu $10^{15(17)}$ na metr kwadratowy), że opisanie pola wewnętrznych naprężeń jako superpozycji pól pojedynczych dyslokacji jest praktycznie niemożliwe i bezcelowe [105].

Z doświadczenia wynika, że przy takiej gęstości dyslokacji powstają często skupiska dyslokacji, np. o tym samym znaku. Skupiska takie stają się źródłem naprężeń wewnętrznych i obrotów sieci krystalicznej. Powstałe w ten sposób pola dystorsji można by opisać stosunkowo dobrze zależnościami teorii sprężystości dysklinacji [105], [39]. Trzeba jednak stwierdzić, że zastosowanie teorii dysklinacji do opisu obrotów sieci krystalicznej znacznie odkształconych metali jest o wiele kłopotliwsze, niż w przypadku tworzyw sztucznych [39].

Do podstawowych ograniczeń w tym względzie należy zaliczyć trudności w eksperymentalnym ujawnianiu dysklinacji w metalach [39] i wynikające z tego trudności w praktycznym zastosowaniu tej teorii [35]. Wynika to między innymi z braku pełnej jasności, czy obroty sieci w metalach należy uważać za proces wiodący, czy też tylko za proces towarzyszący przemieszczeniom dyslokacji. Zdaniem Orlova określenie kinetyki struktur dyslokacyjnych będzie możliwe tylko wtedy, jeżeli uda się określić zależność ruchu dysklinacji od temperatury i siły wywołującej ten ruch. Aby to osiągnąć, należy zacząć od opisanie subtelności struktury dyslokacyjnej [105].

3.3.1. Pękanie a lokalizacja odkształceń w pasmach ścinania

Znane są teoretyczne próby ujednolicania własności monokryształów i polikryształów rozpoczęte jeszcze przez Sachsa w 1928 roku. Nie rozwiązują one jednak do końca problemu zgodności (kompatybilności) odkształceń pomiędzy ziarnami oraz problemu niejednoznaczności w wyborze systemu poślizgu. Należą do nich teorie oparte na fizycznych modelach odkształceń, a to: teoria pełnych ograniczeń Taylora - Bishopa - Hilla [27] i jej modyfikacje poczynione przez Honneffa i Meckinga [32] oraz Kocksa, Canova, Jonasa [43] - zwane teorią rozluźnionych albo złagodzonych ograniczeń. Ciągłe przejście pomiędzy podanymi typami deformacji

jest rozważane natomiast między innymi w pracach Fortuniera i Driver'a [20], [21].

Obszerniejszy przegląd wspomnianych teorii można znaleźć np. w pracy Lina [62] i Hansena [27]. Jedną z istotnych konsekwencji rozwoju wspomnianych teorii jest zwrócenie uwagi na możliwość zmniejszenia rozważanej liczby systemów poślizgu z pięciu (liczba wymagana w modelu Taylora) nawet do dwóch. Wynika to z faktu, że pojedyncze ziarna silnie odkształconego polikryształu zachowują się odmiennie niż ziarna równoosiowe. Silnie odkształcone ziarna doznają bowiem znacznych zmian kształtu i bardzo często ulegają spłaszczeniu [44]. To z kolei wiąże się z możliwością odrębnego traktowania wnętrza ziaren i ich przygranicznych obszarów.

Trzeba jednak zaznaczyć, że podane teorie są stosowane przede wszystkim przy opisach umocnienia odkształceniowego - Hansena [27] lub przy przewidywaniu tekstur - Raphanella, van Houtte'a [78], Kocksa, Chandry [42]. Procedura obliczeniowa, związana z tymi zastosowaniami, jest jednak bardzo czasochłonna. Ponadto, podejmowane próby fenomenologicznego opisu dużych odkształceń plastycznych w polikryształach (Mandel [66], Daffalias [9]) nie dały zadowalających wyników.

Dlatego też, większość obecnych opisów fenomenologicznych dotyczy zasadniczo pojedynczych kryształów.

Przykładem tego mogą być prace takich autorów jak: Hill i Rice [90], Asaro [2], [3], Asaro i Rice [1], Asaro-Needleman [4], [5], Pierce-Asaro-Needleman [76], [77], Gambin [23]. Wiele z tych prac poświęcono zagadnieniu lokalizacji odkształceń, a przede wszystkim przewidywaniu tej lokalizacji. Przewidywanie to definiuje jednak jedynie najbardziej sprzyjające warunki lokalizacji odkształceń. Ponadto, teorie oparte na równaniach konstytutywnych traktują zjawisko lokalizacji zbyt mechanicznie [11], [98], [6], co np. zdaniem Korbla [45], [46] nie wiele mówi o tworzeniu się pasm ścinania.

Tymczasem pękanie, poprzedzone rozwojem lokalizacji odkształceń w pasmach ścinania, wymaga uwzględnienia jeszcze wielu innych czynników, np. związanych z przechodzeniem pasm ścinania przez granice ziaren lub reakcjami pasm ścinania z granicami ziaren. Zagadnienia te nie zostały jeszcze dostatecznie opisane, chociaż znane są rozważania tego rodzaju w zakresie małych odkształceń i w odniesieniu do pojedynczych dyslokacji [12], [10], [16], [19], [28], [33], [34], [56-61]. Bezpośrednie obserwacje dyslokacji granic ziaren napotykają jednak i w tym przypadku znaczne trudności [63], [99-100].

W przypadku analizy dużych odkształceń, a zwłaszcza ich lokalizacji w pasmach ścinania, napotyka się wiele trudności. Podstawowe z nich wynikają z faktu, że dyskusja na temat samej natury pasm ścinania nie

została jeszcze zamknięta [45], [46]. Większość podstawowych doniesień na temat pasm ścinania pochodzi natomiast od autorów badających przede wszystkim metale i stopy o sieci A1 i to przede wszystkim w procesie walcowania lub podstawowych próbach wytrzymałościowych. Z natury rzeczy znacznie mniej uwagi poświęcono tu samemu pękaniu, a więcej relacjom między lokalizacją odkształceń w pasmach ścinania oraz zdrowieniem i rekrytalizacją, czy też teksturami odkształcenia i rekrytalizacji. Warto przy tym nadmienić, że dopiero od roku 1980 zaczęły się pojawiać prace systematyzujące nazewnictwo dotyczące lokalizacji dużych odkształceń plastycznych: Sevillano i inni (1980) [88], Semiatin i Jonas (1984) [87], Gorczyca i inni (1986) [24], Timothy (1987) [93].

Hertzberg [29] oraz Dillamore i inni [11] wiążą np. tworzenie się pasm ścinania z osłabieniem geometrycznym, natomiast Hill i Hutchinson [31] z bifurkacją wirową. Obie te koncepcje mogą być dyskutowane wyłącznie w terminach poślizgu krystalograficznego.

Oslabienie geometryczne prowadzi do niestabilności obciążenia. Bifurkacja wirowa daje natomiast alternatywną możliwość w aspekcie czynnych układów poślizgu. Kryteria te definiują jedynie najbardziej sprzyjające warunki początkowe.

Zdaniem Korbla, rozwój pasma ścinania wymaga, aby warunki niestabilności występowały również wzdłuż całej drogi pasma - przecinającej szereg ziaren. W świetle podanych koncepcji jest to mało prawdopodobne, ponieważ wszystkie przecinane ziarna musiałyby mieć wspólny układ poślizgu. Problem ten został ominięty przez Korbla, a ewentualnie niekrystalograficzne położenie pasma ścinania w sąsiednim ziarnie jest tłumaczone następującą sugestią:

"Jeżeli grupa kilkuset dyslokacji zostanie nagle powstrzymana przez granicę ziarna, to wówczas energia tej grupy ulegnie rozpowszechnieniu lub przekształci się w impuls elasto-plastyczny (plaston), który zachowując podstawową część energii grupy i początkowy kierunek, przeniknie do sąsiedniego ziarna. Odkształcenie w ziarnie zorientowanym niekrystalograficznie musi więc wykorzystać wiele układów poślizgu w celu zakomodowania przemieszczenia przenieszonego przez ten impuls" [46].

Wynika z tego, że poglądy na temat przechodzenia pasm ścinania przez granice ziaren oraz ich niekrystalograficznego położenia są raczej zróżnicowane. Spotyka się również i taki pogląd, że pasma ścinania są zawarte wyłącznie w obrębie pojedynczych ziaren, to znaczy nie przenikają przez granice, nawet przy odkształceniach walcowniczych dochodzących do 90% [109].

Jak do tej pory, najmniej wątpliwości budzi krystalograficzny charakter zarodków pasm ścinania. Na ogół uważa się, że prekursorami pasm ścinania są zgrubne pasma poślizgu [36], [46].

Bliższa analiza fizykalnych aspektów lokalizacji odkształceń w pasmach ścinania (literatura cytowana w rozdziale 1 - np. poz. [2-10],

[25-29], [42-49], [61]) oraz analiza modeli mechanizmu pęknięcia poślizgowego (rozdział 2.3) doprowadza do wniosku o znikomym przenikaniu się tych dwóch zagadnień. Przy analizie mechanizmu lokalizacji odkształceń w pasmach ścinania dochodzi się i poprzestaje dość często tylko na stwierdzeniu, że lokalizacja ta może być powodem pęknięcia.

W analizach procesu pęknięcia przyjmuje się natomiast to ostatnie stwierdzenie za tak oczywiste, że fizyczne aspekty wcześniejszej lokalizacji odkształceń prawie przestają być przedmiotem zainteresowań. Może to wynikać z faktu, że oba te zagadnienia stanowią dość często przedmioty odrębnego zainteresowania w zależności od rozważającej je grupy specjalistów.

3.3.2. Pęknięcie a rotacyjne sposoby odkształcenia plastycznego

Znane są również jeszcze inne koncepcje tłumaczenia pęknięcia przy dużych odkształceniach plastycznych (przy rozwiniętym odkształceniu plastycznym). Należą do nich próby powiązania pęknięcia z obrotowymi sposobami odkształcenia plastycznego: Panin i inni [73-75], Lichačev i inni [52-54], Rybin i inni [79], [81-85].

Można przy tym wyróżnić dwa podejścia. Różnią się one przede wszystkim rozważaną liczbą strukturalnych poziomów (skali) odkształcenia (2 lub 4) oraz stosowanym opisem.

Panin rozważa dwa takie poziomy, a obroty elementów struktury opisuje za pomocą makroskopowej mechaniki ośrodka ze strukturą [73]. Uważa przy tym, że mikromechanizm odkształceń wewnątrz poszczególnych elementów i na ich granicach - jest możliwy do zrozumienia wyłącznie w ramach teorii dyslokacji [74]. U podstaw podejścia Panina leży założenie, że krystalograficzny charakter poślizgu oraz niespełnienie warunków Taylora (działanie co najmniej pięciu systemów poślizgu) - prowadzi do powstania pola momentów obrotowych [75].

W rezultacie tego, odkształcenie plastyczne jest superpozycją translacyjnych i obrotowych sposobów odkształcenia. Sposoby te realizowane są na dwóch różnych, strukturalnych poziomach [74]. Pierwszy z tych poziomów dotyczy jednorodnie zorientowanego kryształu (wewnętrzne obszary ziaren lub ich fragmentów). Odkształcenie na tym poziomie realizowane jest poprzez ruch dyslokacji.

Drugi poziom stanowi natomiast ziarno lub fragment, który obraca się jako całość pod wpływem momentów, wywołanych gradientem naprężeń zewnętrznych [106], [107]. Odkształcenie bez naruszenia spójności materiału wymaga współdziałania obu wspomnianych poziomów, uwzględniających translację i obrót. Ewentualny wzrost odporności na obrót prowadzi do koncentracji naprężeń i powstania mikropęknięć.

Rybin uwzględnia natomiast cztery strukturalne poziomy odkształcania - wymienione na początku niniejszego rozdziału. Mechanizm obrotowych sposobów odkształcenia jest tłumaczony przez niego za pomocą teorii dysklinacji - przede wszystkim dysklinacji częściowych. Pojęcie "dysklinacji częściowej" zostało zastosowane po raz pierwszy (w odniesieniu do metali) przez Lichačeva i Rybina w 1973 roku [50].

Zasadnicze różnice między możliwościami teorii dysklinacji i teorii dyslokacji (w rozważanym tu zakresie) omówiono szczegółowo w pracach [102], [86]. Idzie przy tym przede wszystkim o możliwość wyjaśnienia (za pomocą teorii dysklinacji) bardzo dużych dezorientacji fragmentów (kilkadziesiąt stopni) oraz o nie pokrywania się granic fragmentów z płaszczyznami łatwego poślizgu [102]. Pełny wykład na temat dysklinacji w kryształach można znaleźć w monografii Vladimirova i Romanova [105] wydanej w 1986 roku. W tym samym roku ukazała się również pierwsza monografia na temat dużych odkształceń plastycznych i ich związku z pękaniem, opracowana przez Rybina [85]. Praca ta stanowi pierwsze, jakościowo nowe podejście do wyjaśnienia osobliwości odkształcania i pękania wysokoplastycznych materiałów. Nowość ta polega na zastosowaniu teorii dysklinacji. Trzeba jednak stwierdzić, że podejście to ma ograniczone zastosowanie, ponieważ oparte jest zasadniczo na dysklinacjach częściowych - organicznie związanych, prawie wyłącznie, z obserwowanymi granicami dyslokacyjnymi. Teoria dysklinacji nie rozważa więc innych, realnie obserwowanych, a ponadto dominujących typów granic - w tym międzyfazowych [54].

Dla obu wspomnianych podejść do rotacyjnych sposobów odkształcenia znamienne jest to, że nie operuje się w nich pojęciem pasma ścinania.

Rybin na przykład jedynie wspomina o lokalizacji odkształceń w pasmach ścinania [85]. Nie poświęca jej jednak zbyt wiele uwagi. Jego zdaniem lokalizacja tego rodzaju nie prowadzi bowiem do pękania, lecz do rozdzielenia materiału w wyniku ześlizgiwania się materiału wzdłuż pasma ścinania. Ewentualne pęknięcie wzdłuż pasma ścinania jest tłumaczone przez niego jako wynik zarodkowania pustek (według modelu Gilmana - tab. 2.1 [85, s. 125]. Rybin koncentruje natomiast swoją uwagę na niestateczności rotacyjnej (dysklinacyjne zrzuty) oraz czyni następujące rozróżnienia między nią i niestatecznością strumieniową (pasma ścinania) [85, s. 111-112]:

- a) pasma ścinania występują przede wszystkim w metalach o sieci A1, dysklinacyjne zrzuty w metalach o sieci A2 (badano molibden),
- b) pasma ścinania są ułożone pod kątem od 35 do 40 stopni, względem osi rozciągania,
- c) dysklinacyjne zrzuty są praktycznie równoległe do osi rozciągania.

Rybin kładzie przede wszystkim nacisk na fragmentację struktury i wzajemną orientację fragmentów, które pojawiają się w odkształcanym materiale - bezpośrednio przed pękaniem. Mowa tu o fragmentach w postaci kryształitów o wnętrzu w zasadzie wolnym od dyslokacji. Typowe wymiary poprzeczne wspomnianych fragmentów wynoszą około 0,2 (0,5) mikrometra, a ich długość jest na ogół około 2-3 razy większa od szerokości. Granice tych fragmentów są ułożone natomiast zgodnie z określonymi pracami statystyki [80], [104]. To specyficzne ułożenie (zorganizowanie) granic fragmentów jest tłumaczone mechanizmem rozwoju dysklinacji częściowych i niestatecznością rotacyjną [81], [103], [84]. Uważa się przy tym, że mikropeknięcia powstają na stykach granic silnie zorientowanych fragmentów. Przynajmniej jedna ze stykających się granic musi być tu granicą szerokokątową [85]. Mikropeknięcia rozwija się wzdłuż granicy szerokokątowej. Jak wynika z pracy [85] proces zarodkowania wspomnianych mikropeknięć można wyjaśnić za pomocą modelu przedstawionego na rys. 3.5. Za bezpośrednią przyczynę zarodkowania mikropeknięć uważa się tu koncentrację naprężeń wewnętrznych, która powstaje na stykach poszczególnych fragmentów (rys. 3.5d,e). Miejsce powstania zarodka (rys. 3.5d,e) zależy przy tym od względnej podatności fragmentu na odkształcenie (rys. 3.5b,c). Jeżeli fragment jest podatny bardziej niż jego otoczenie, to pod wpływem naprężeń

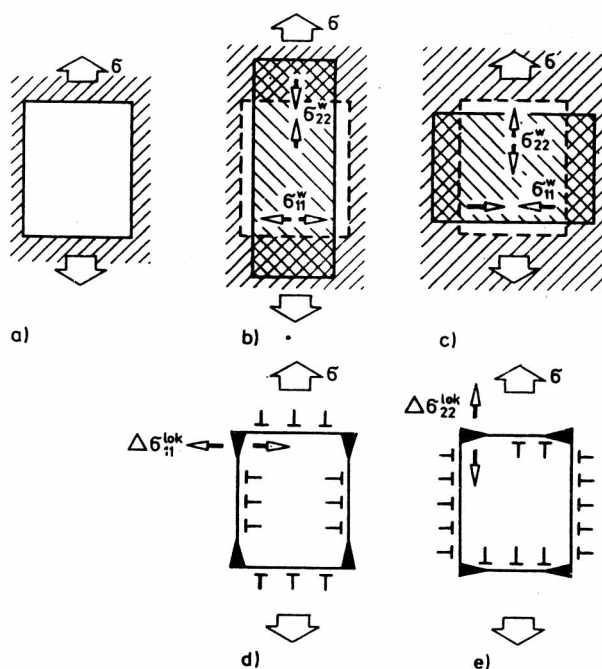
$$\sigma_{lok.} = \Delta\sigma_{11}^{lok.} \quad (3.1)$$

mogą pojawić się zarodki mikropeknięć na granicach równoległych do kierunku rozciągania. Jeżeli bardziej podatnym będzie otoczenie modelowego fragmentu, to zarodki mikropeknięć mogą powstać na granicach prostopadłych (poprzecznych) do kierunku rozciągania - pod wpływem naprężeń

$$\sigma_{lok.} = \sigma + \Delta\sigma_{22}^{lok.} \quad (3.2)$$

Omawiany tu model pęknięcia uwzględnia jedynie translacyjne i jednorodne sposoby odkształcenia, które nie gwarantują naprężeń o odpowiednio dużej wartości (z punktu widzenia pęknięcia). Dopiero uwzględnienie znacznych - plastycznych obrotów sprawia, że wspomniane naprężenia lokalne mogą wzrosnąć od 2 do 3 razy i więcej [85]. Teoretyczne obliczenie takich naprężeń wewnętrznych dla fragmentu - o określonej orientacji, kształcie i rozmiarach - odkształcanego w zadanym polu naprężeń zewnętrznych, przy określonej temperaturze i prędkości odkształceń, jest (jak na razie) niemożliwe [85].

Wspomniane opracowania, uwzględniające rotacyjne sposoby odkształcenia plastycznego, zostały wykorzystane przede wszystkim do interpretacji pęknięcia podczas pełzania [51], [75] oraz do wyjaśnienia nadplą-



Rys. 3.5. Schemat lokalizacji wewnętrznych naprężeń sprężystych w sfragmentowanej strukturze [85]: a - próbnny fragment w uśrednionej matrycy, b - plastyczne przemieszczenie fragmentu o podwyższonej podatności na odkształcenie plastyczne, c - to samo dla fragmentu o niskiej podatności, d, e - rozkład dyslokacji, odpowiadający przypadkom b i c. Czarne trójkąty oznaczają mikropęknięcia rozwarstwienia (d) i oderwania (e) Fig. 3.5. A diagram of the location of internal elastic stress in the fragmented structure [85]: a - a sample fragment in the averaged matrix, b - the plastic displacement of a fragment with greater susceptibility to plastic strain, c - the same for a fragment with smaller susceptibility, d, e - distributions of dislocations corresponding to cases b and c. The black triangles indicate delamination (d) and breakaway (e)

microcracks

styczności [75], a ponadto do wyjaśnienia pękania ciągłego w próbie jednoosiowego rozciągania molibdenu [79], [80], [85]. Żadne ze wspomnianych opracowań z tego zakresu nie zostało, jak do tej pory, wykorzystane do weryfikacji poglądów na temat mechanizmu pękania poślizgowego.

4. PROPOZYCJA KINEMATYCZNEGO MODELU MECHANIZMU PĘKANIA PRZY POPRZECZNYM ŚCINANIU METALI

Z punktu widzenia dekohezji sterowanej szczególnie istotne jest to, aby model mechanizmu określał kolejność i naturę następujących po sobie

procesów - związanych z powstawaniem określonego kształtu przełomu. Model taki powinien również zawierać lub sugerować odpowiedź na pytanie o zespół warunków, niezbędnych do uzyskania założonego kształtu makroskopowej powierzchni przełomu.

Żaden ze znanych modeli mechanizmów pęknięcia (tab. 2.1) (rozdział 3) nie zawiera w sobie odpowiedzi na tak postawione pytanie.

W niniejszym rozdziale (na podstawie badań własnych) zdefiniowano geometryczne i strukturalne właściwości obszaru odkształceń plastycznych. Ponadto, poczyniono sugestie co do powiązań makroskopowego przebiegu pęknięcia z kształtem i ewolucją strefy makroskopowej lokalizacji odkształceń. Następnie zaproponowano nowe modele mikromechanizmu pęknięcia, tłumaczące te powiązania.

Jak do tej pory w zasadzie nie zwracano szczególnej uwagi na ewentualny związek trajektorii pęknięcia i kształtu przełomu z mechanizmem ewolucji kształtu obszaru odkształceń plastycznych w procesie cięcia ([48] - praca cytowana w rozdziale 3). Zauważane czasem zmiany kształtu tego obszaru tłumaczono przede wszystkim złagodzeniem skutków momentu gnącego [10], a nie zmianą mechanizmu odkształceń. Ewentualny związek pęknięcia z istotną zmianą struktury odkształcanego materiału odnoszono natomiast przede wszystkim do cienkich warstw materiału - bezpośrednio przylegających do powierzchni pęknięcia.

4.1. Geometria obszaru odkształceń plastycznych a makroskopowy przebieg pęknięcia

Z punktu widzenia analizy rozwoju pęknięcia plastycznego w procesie cięcia można rozróżnić trzy charakterystyczne etapy tego procesu [2], [6], [7]:

- do utraty plastycznej stateczności,
- utrata stateczności,
- rozwój pęknięcia.

Etapy te można wydzielić, między innymi, na podstawie analizy przebiegu siły tnącej P_c i przemieszczeń U materiału w płaszczyźnie cięcia lub przemieszczeń h krawędzi tnącej w funkcji czasu t (rys. 4.1) [7] oraz na podstawie analizy makroskopowego i mikroskopowego rozwoju odkształceń [6].

Na rysunku 4.2 pokazano schematycznie charakterystyczne kształty makroskopowego obszaru odkształceń plastycznych. Odpowiadają one wymienionym etapom procesu cięcia, przy czym:

- etapowi I odpowiada kształt związany z tworzeniem się rozległego obszaru odkształceń plastycznych,
- etapowi II kształt strefy makroskopowej lokalizacji odkształceń,

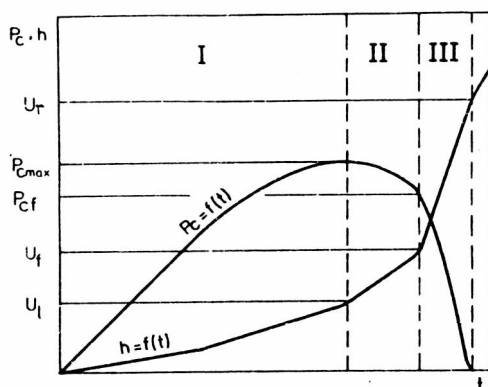
- etapowi III ewolucja kształtu makroskopowej strefy lokalizacji odkształceń.

Etap I obejmuje sprężyste i plastyczne odkształcenie ciętego materiału. Plastycznemu odkształcaniu towarzyszy tu sukcesywne umacnianie ciętego materiału. Wartość siły tnącej P_c rośnie i osiąga maksimum $P_{c \max}$. Przemieszczenie h krawędzi tnącej jest przy tym mniejsze lub równe przemieszczeniu U_1 granicznemu ze względu na lokalizację odkształceń. Maksymalne przemieszczenie powierzchni swobodnej U_s osiąga wartość maksymalną U_s^* .

Etap II charakteryzuje zmniejszenie siły tnącej P_c od wartości $P_{c \max}$ do wartości P_{cf} (rys. 4.1). Zmniejszenie siły P_c w tym zakresie jest związane z rozwojem makroskopowej lokalizacji odkształceń w wąskim, soczewkowatym obszarze (rys. 4.2 - etap II).

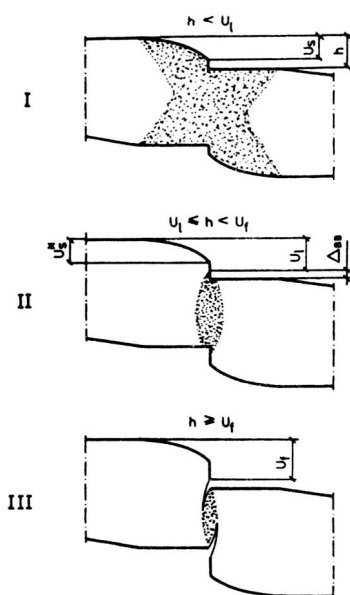
Zewnętrzny przejaw lokalizacji odkształceń jest tu między innymi brak dalszego przyrostu przemieszczeń powierzchni swobodnej U_s , które przestają przyrastać w momencie utraty stateczności i osiąga wartość maksymalną U_s^* [3], [4], [5], [9]. Przemieszczenie U materiału w płaszczyźnie cięcia zmienia się przy tym od przemieszczenia U_1 - granicznego ze względu na lokalizację odkształceń, do U_f - granicznego ze względu na pękanie. Podanym zmianom przemieszczenia od wartości U_1 do U_f towarzyszy przyrost tak zwanego blyszczącego paska - o wartość Δ_{BB} [7].

Etap III obejmuje początek i rozwój makroskopowego przebiegu pękania.



Rys. 4.1. Przebieg siły tnącej P_c oraz przemieszczeń h krawędzi tnącej w funkcji czasu t : $P_{c \max}$ - maksymalna wartość siły tnącej; P_{cf} - wartość siły tnącej, przy której rozpoczyna się pękanie ciętego materiału; U - przemieszczenie materiału w płaszczyźnie cięcia; U_1 - przemieszczenie graniczne ze względu na lokalizację odkształceń; U_f - przemieszczenie graniczne ze względu na początek pękania; U_r - przemieszczenie związane z zupełnym rozdzieleniem materiału, ($U_r - U_f$) - przemieszczenie towarzyszące pękaniu (U_{af}); I, II, III - rozróżniane etapy procesu cięcia (opis w tekście)

Fig. 4.1. Shearing force P_c and dislocations h of the shearing edge as a function of time t : $P_{c \max}$ - maximum shearing force, P_{cf} - value of the shearing force, at which the sheared material starts to crack; U - dislocation of the material in the plane of shearing; U_1 - boundary dislocation due to the location of strain; U_f - boundary dislocation due to the beginning of cracking; U_r - dislocation due to the total separation of the material, ($U_r - U_f$) - dislocation that accompanies the cracking (U_{af}); I, II, III - distinguished stages of the shearing process (described in the text)



Rys. 4.2. Geometria makroskopowego obszaru odkształceń plastycznych, odpowiadająca poszczególnym etapom procesu cięcia: U_s - przemieszczenie powierzchni swobodnej, U_s^* - maksymalne przemieszczenie powierzchni swobodnej, Δ_{BB} - przyrost szerokości błyszczącego paska. Pozostałe oznaczenia, jak na rysunku 4.1

Fig. 4.2. The geometry of the macroscopic area of plastic strain corresponding to the particular stages of the shearing process: U_s - displacement of the free surface, U_s^* - maximum displacement of the free surface, Δ_{BB} - increase in the width of burnished strip. The other symbols as in fig. 4.1

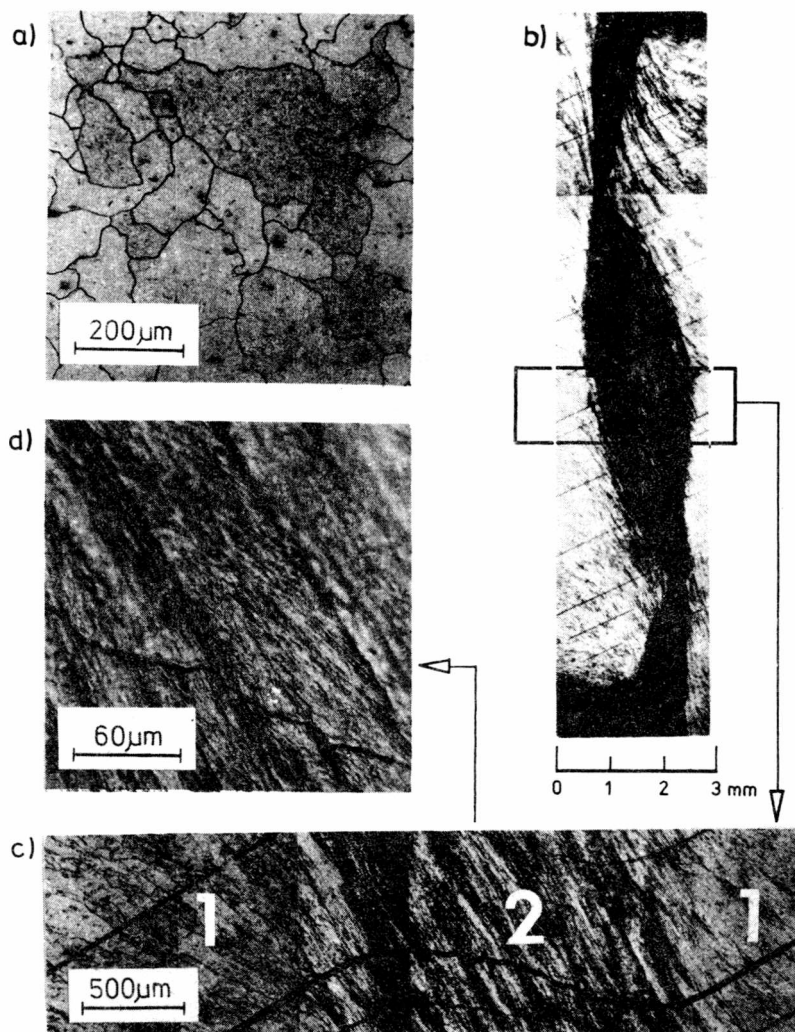
Pękanie rozpoczyna się w przygranicznych obszarach makroskopowej strefy lokalizacji odkształceń - od strony swobodnych powierzchni ciętego materiału

4.2. Mikroskopowe aspekty lokalizacji odkształceń

Specyficzny przebieg odkształceń w obrębie makroskopowej strefy lokalizacji odkształceń można zauważyć już podczas obserwacji na mikroskopie optycznym. Na rysunku 4.3 porównano wyjściową strukturę żelaza armco (rys. 4.3a) ze strukturą tego materiału w strefie lokalizacji odkształceń oraz obszarze bezpośrednio przylegającym do tej strefy (rys. 4.3c) [6].

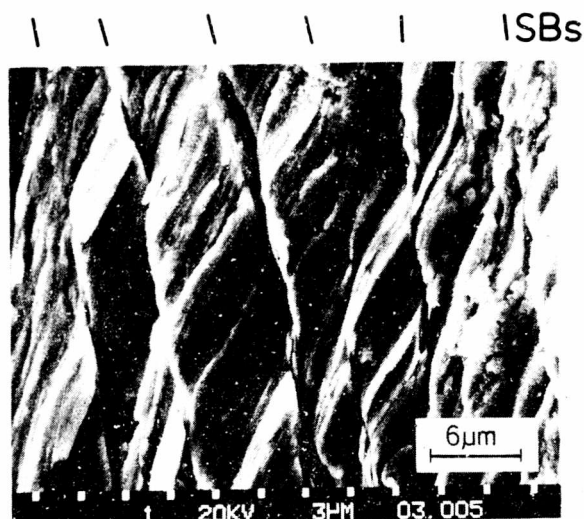
Jak wynika z rysunku 4.3 największe zmiany struktury zachodzą w strefie lokalizacji odkształceń (rys. 4.3c). Obserwuje się przy tym znaczne wydłużenie i specyficzne ułożenie ziaren. Struktura ta przypomina strukturę włóknistą, a w rzeczywistości jest strukturą warstwową, powstałą z "plackowatych" ziaren. Widoczne (z boku) warstwy materiału są tu ułożone wyraźnie pod znacznym kątem względem kierunku ścinania. W rozważanym przypadku kąt pochylenia wspomnianych warstw można oszacować na około 60 stopni. Świadczy to o tym, że poszczególne ziarna doznały nie tylko zmiany kształtu, ale również obrotu jako całość. Ponadto, przy nieco większym powiększeniu, można zauważyć wyraźne, wzajemne przemieszczenia sąsiednich warstw materiału względem siebie (rys. 4.3d).

Obserwacje bocznej powierzchni ścinanych próbek za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego (SEM) wykazały, że makroskopowa lokalizacja odkształceń stanowi rezultat lokalizacji odkształceń w mikroskopowych pasmach ścinania SB_s (rys. 4.4) [6]. Pasma te są odległe od siebie o kilka do kilkunastu mikrometrów. Typowa odległość między nimi wynosi przeważnie około 3 mikrometry, chociaż zdarza się również, że od-



Rys. 4.3. Zmiany kształtu i układu ziaren, obserwowane w obszarze odkształceń plastycznych cietego materiału (mikroskop optyczny): a - wyjściowa struktura stali 0,04% C; b - ogólny widok strefy (MLO) makroskopowej lokalizacji odkształceń (ciemny obszar); c - powiększony wycinek strefy MLO i jej najbliższego otoczenia; d - powiększony szczegół strefy MLO, ilustrujący przemieszczenia sąsiednich warstw materiału; 1 - fragmenty rozległego obszaru odkształceń plastycznych, powstającego w I etapie procesu; 2 - strefa (MLO) makroskopowej lokalizacji odkształceń, powstająca w II etapie procesu

Fig. 4.3. The changes in the shape and the pattern of grains observed in the area of plastic strain in the sheared material (optical microscopy): a - initial structure of steel 0.04% C; b - general view of the zone of the macroscopic location of strain MLS (dark area); c - enlarged section of zone MLS and its close neighbourhood; d - enlarged detail of zone MLS illustrating the dislocations of the adjacent layers of the material; 1 - fragments of an extensive plastic strain area that forms in stage I of the process; zone of the macroscopic location of strain (MLS) that forms in stage II of the process



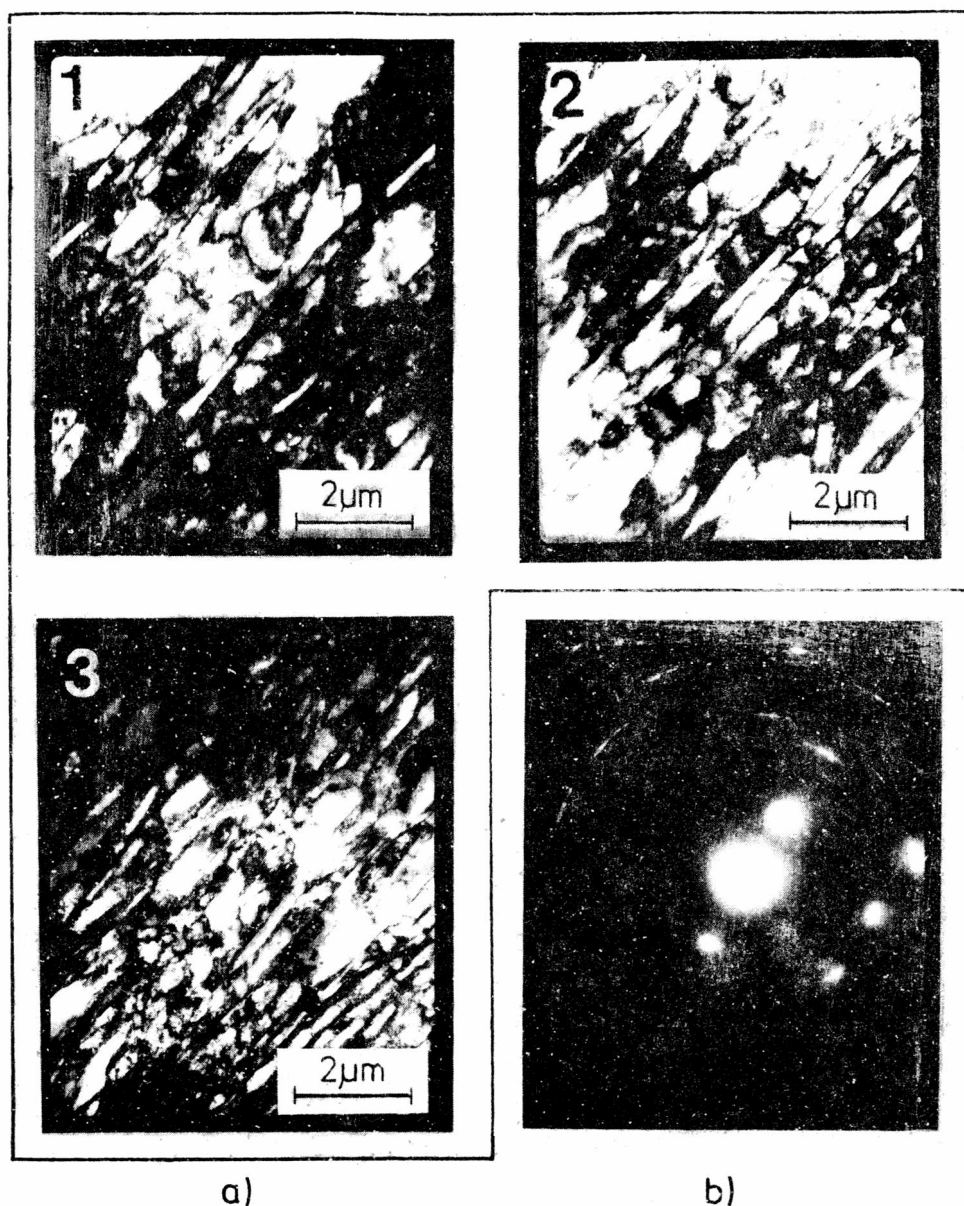
Rys. 4.4. Elektronografia (SEM). Na tle śladów obróbki mechanicznej (szlifowanie) widoczne pasma ścinania SBs, występujące w obrębie strefy MLO

Fig. 4.4. Electronography (SEM). Shearing bands SBs within zone MLS visible against the background of mechanical working (grinding)

ległość jest kilkakrotnie większa i zróżnicowana w obrębie poszczególnych ziaren.

Badania cienkich folii na elektronowym mikroskopie prześwietleniowym (TEM) wykazały, że w strefie lokalizacji odkształceń występują wydłużone podziarna. Na rysunku 4.5 pokazano przykład takiej struktury (rys. 4.5a) oraz jej dyfraktogram (rys. 4.5b). Rozmycie plamek dyfrakcyjnych na rysunku 4.5b świadczy o znacznej dezorientacji podziarn w analizowanym obszarze. Występowanie wydłużonych podziarn w obrębie pasm ścinania uważa się za typowe i raczej niezależne od sposobu odkształcania, prowadzącego do lokalizacji odkształceń w pasmach ścinania (tab. 1, literatura do rozdziału 1 - np. pozycje [10], [16], [18], [20], [27], [28], [43], [47], [61], [74]).

Trzeba jednak stwierdzić, że w przypadku procesu cięcia nie prowadzono systematycznych badań nad występowaniem pasm ścinania. Ponadto, spotyka się zróżnicowane opinie co do zakresu odkształceń, przy jakich one w ogóle występują. Dlatego też przeprowadzono wiele badań własnych [6], [9]. Celem tych badań było upewnienie się czy lokalizacja odkształceń w pasmach ścinania może być uważana za typową dla procesu cięcia i czy lokalizacja taka występuje podczas cięcia różnych materiałów. Badania takie przeprowadzono na żelazie armco, miedzi, hydronalium oraz stali średniowęglowej. Stosowano przy tym elektronowy mikroskop skaningowy.



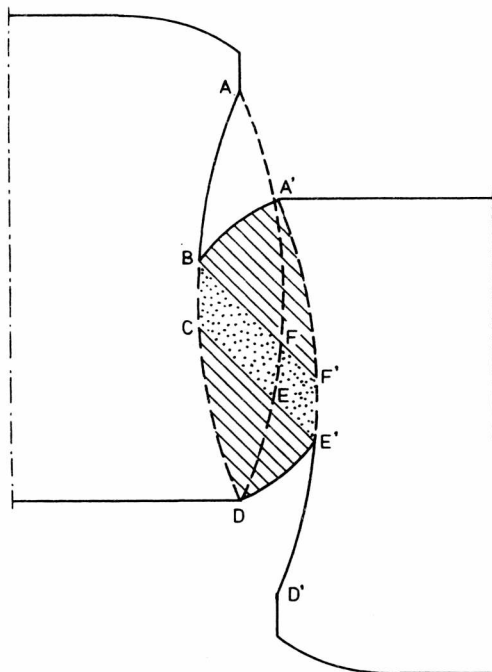
Rys. 4.5. Elektronografia (TEM) cienkich folii, pochodzących z wnętrza strefy MLO: a - przykłady struktury, b - dyfraktogram
 Fig. 4.5. Electronography (TEM) of thin foils taken from the inside of zone MLS: a - exemplary structure, b - diffraction pattern

Badania te potwierdziły zarówno specyfikę kształtu makroskopowej lokalizacji odkształceń, jak również jej związek z pasmami ścinania.

4.3. Modele sugerowanych mechanizmów pęknięcia

4.3.1. Model makroskopowego rozwoju pęknięcia

Na rysunku 4.6 pokazano schematycznie, sugerowany przez autora, makroskopowy przebieg pęknięcia w procesie cięcia. Przebieg ten jest tu kojarzony z ewolucją kształtu strefy makroskopowej lokalizacji odkształceń.



Rys. 4.6. Sugerowany związek przebiegu pęknięcia z makroskopowym kształtem strefy lokalizacji odkształceń i ewolucją tego kształtu: ABCDEFA - pierwotna strefa lokalizacji, A'F'E'D' - nowe położenie jednej z zewnętrznych granic strefy, BF'E'CB - aktualnie czynna część strefy, A'BF'A i DE'CD - nieczynne części strefy, AB'BA (DE'E'D') - ramiona pęknięć, BF' i CE' - poprzecznie skośne granice czynnej części strefy MLO

Fig. 4.6. The suggested relationship between the development of cracking and the macroscopic shape of zone MLS and the evolution of this shape: ABCDEFA - primary location zone, A'F'E'D' - new position of one of the external boundaries of the zone, BF'E'CB - currently active part of the zone, A'BF'A and DE'CD - inactive parts of the zone, AB'BA (DE'E'D') - arms of the cracks, BF' and CE' - transversely skewed boundaries of the active part of MLS

Można przy tym wyróżnić trzy charakterystyczne fazy makroskopowego przebiegu pęknięcia:

1. Inicjacja pęknięcia w pobliżu wierzchołków strefy makroskopowej lokalizacji odkształceń (ABCDEFA). Przeciwnieległe pęknięcia ABA' i DE'D' powstają przy tym wzdłuż granic wspomnianej strefy - od strony swobodnych powierzchni ścinanego materiału.
2. Rozwój pęknięcia wzdłuż pierwotnych granic strefy lokalizacji odkształceń. Pierwotne granice tej strefy oddalają się przy tym od siebie. Nowe położenie jednej z tych granic oznaczono literami A'F'E'D'. Czynna strefa lokalizacji odkształceń - obszar BF'E'CB ulega skróceniu i poszerzeniu. Oznacza to, że pierwotnie soczewkowata strefa lokalizacji, zmienia swój kształt na zbliżony do równoległobocznego (obszar zakropkowany). Pozostałe, zakreskowane części strefy lokalizacji odkształceń

(obszary $BA'F'$ i $DE'C$) przestają być czynne - brak odkształceń plastycznych po ponownym obciążeniu ścinanej próbki. Obszary te przylegają do jednego z dwóch ramion rozwijającego się pęknięcia ABA' ($DE'D'$), to jest do ramienia BA' (DE'). Granice nieczynnych części strefy lokalizacji odkształceń wyznaczone są przez: nowo utworzoną powierzchnię przełomu (odcinek BA' ; DE'); fragment granicy uprzednio czynnej strefy lokalizacji odkształceń (odcinek $A'F'$; CD); nową poprzecznie skośną granicę (odcinek BF' i CE'), aktualnie czynnej strefy lokalizacji odkształceń. Pochylenie poprzecznie skośnej granicy odpowiada w przybliżeniu pochyleniu warstw materiału (rys. 4.3c).

3. Rozwój pęknięcia w poprzek pierwotnej strefy lokalizacji odkształceń. Czynna strefa lokalizacji odkształceń ulega sukcesywnemu skracaniu. Poprzecznie skośne granice tej strefy (odcinki BF' i CE') zbliżają się do siebie, a strefa osiąga rozmiary stosunkowo cienkiej warstwy materiału. Dalszy rozwój pęknięcia jest związany z tą warstwą materiału. Pęknięcie przebiega równoległe do poprzecznie skośnych granic (BF' i CE') czynnej strefy lokalizacji odkształceń. Wobec tego można by uważać, że pęknięcie przebiega w dalszym ciągu po granicach strefy lokalizacji odkształceń, lecz rozumianej jako strefa czynna, która sukcesywnie zmienia swój kształt. Użyto jednak sformułowania: "... w poprzek pierwotnej strefy lokalizacji ...". Zasygnalizowano w ten sposób kolejną sugestię autora, co do spodziewanej tu skokowej zmiany mikromechanizmu pęknięcia.

Opisany przebieg pęknięcia prowadzi do powstania przełomu o powszechnie znanym: wklęsło-wypukłym (esopodobnym) kształcie. Kształt ten jest tu jednak tłumaczony odmiennie niż do tej pory. Nie przypisuje się go bowiem skutkom rozwoju pęknięcia wzdłuż bliżej nieokreślonej powierzchni o esopodobnym profilu, lecz zespołowi zdarzeń - zachodzących w znacznej, ściśle określonej objętości materiału.

Z rysunku 4.6 wynika na przykład, że kształt wklęsłej części powierzchni przełomu (np. odcinek AB) odpowiada kształtowi zewnętrznej granicy ($ABCD$) pierwotnej strefy lokalizacji odkształceń. Kształt wypukłej części powierzchni przełomu (np. odcinek $A'BF'$) zależy natomiast od zmiany szerokości strefy lokalizacji odkształceń, a co za tym idzie od stopnia rozwarcia ramion pęknięcia ABA' ($DE'D'$).

Przyczyny zmiany szerokości strefy lokalizacji odkształceń oraz geneza esopodobnego kształtu powierzchni przełomu, wyjaśniono dalej za pomocą sugerowanych modeli mechanizmu pęknięcia.

4.3.2. Modele pęknięcia wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania SBSI

U podstaw prezentowanej koncepcji modeli pęknięcia leży założenie, że pęknięcie podczas quasi-izotermicznego ścinania poprzecznego metali jednofazowych można wyjaśnić:

a) powstaniem fragmentów struktury (podziarn) niezdolnych do dalszej zmiany kształtu pod wpływem rosnącego oddziaływania lokalnych naprężeń rozciągających oraz

b) rozwojem pęknięcia wzdłuż granic takich fragmentów.

Za warunki i miejsce sprzyjające występowaniu fragmentacji struktury podczas poprzecznego ścinania metali można bowiem uznać rozwój odkształceń wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania. Jak wiadomo, mikroskopowe pasma ścinania są zbudowane z silnie wydłużonych podziarn o znacznej dezorientacji (tab. 1, literatura do rozdziału 1 - pozycje [18], [20], [61]).

Struktury fragmentacji są na ogół stabilne. Ich występowanie stwierdza się nawet po zupełnym rozdzieleniu (pęknięciu) odkształcanego materiału (literatura do rozdziału 3 - pozycja [85]). Można więc przyjąć, że przy stabilności tej może wystąpić zaniżona zdolność do akomodacyjnej przebudowy struktury w warunkach zmiany kierunku obciążenia lub w obecności lokalnych naprężeń rozciągających.

Zasadnicza trudność sprowadza się natomiast do określenia mechanizmu generacji wewnętrznych naprężeń rozciągających. Naprężenia te powinny być zdolne do rozwierania materiału wzdłuż granic wspomnianych fragmentów (podziarn), a więc do rozwierania materiału wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania.

Prezentowane propozycje modeli pęknięcia z udziałem mikroskopowych pasm ścinania różnią się mechanizmem generacji wewnętrznych naprężeń rozciągających oraz sekwencją zdarzeń.

4.3.2.1. Model mechanizmu pęknięcia pod wpływem przemieszczeń materiału wzdłuż granic ziaren (poprzecznych względem mikroskopowych pasm ścinania SBsI)

Na rysunku 4.7 przedstawiono sugerowany mechanizm pęknięcia wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania SBsI. Przewiduje się przy tym następującą kolejność zachodzących po sobie procesów:

1. Powstanie i rozwój mikroskopowych pasm ścinania SBsI oraz powstanie makroskopowej strefy lokalizacji odkształceń o warstwowej strukturze ułożonej skośnie względem kierunku cięcia.

2. Reakcje pasm ścinania SBsI z poprzecznymi do nich granicami ziaren GB oraz powstanie stabilnych mikropęknięć ułożonych łańcuszkowo wzdłuż granic ziaren (wzdłuż warstw).

3. Poprzeczne (względem kierunku cięcia) przemieszczanie materiału wzdłuż granic ziaren, zdeformowanych w podany sposób, i generacja wewnętrznych naprężeń rozciągających w warstwach materiału.

4. Rozwieranie materiału wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania SBsI, rozwijających się w miejscu największych gradientów odkształcenia, to

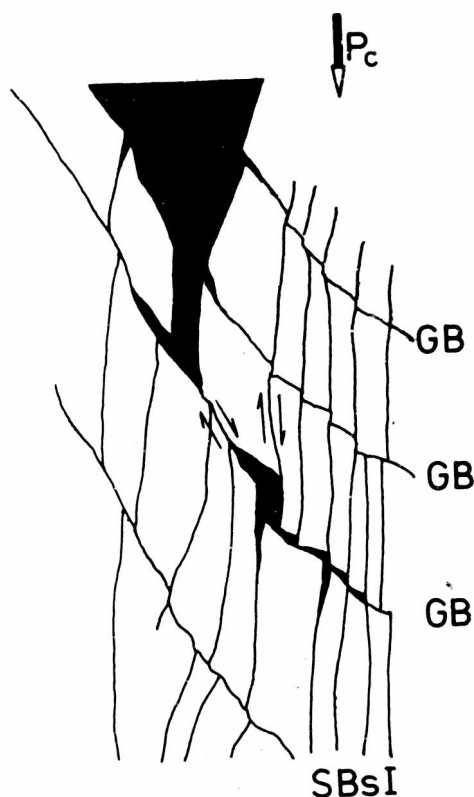
jest w przygranicznych obszarach makroskopowej strefy lokalizacji odkształceń.

5. Przerwanie ciągłości rozważanej warstwy materiału lub pojedynczego ziarna wspomnianym miejscu oraz relaksacja naprężeń rozciągających w warstwie materiału.

Powstawanie nieciągłości wzdłuż granic ziaren może być potęgowane wcześniejszym rozwojem stabilnych mikropęknięć dyslokacyjnych. Mikropęknięcia takie mogą powstawać już przy małych odkształceniach plastycznych, na przykład w wyniku płaskiego spiętrzenia dyslokacji (rys. 3.4, tab. 2.1).

Wcześniejsze rozwarstwienie materiału wzdłuż granicy ziaren (lub jej części) może sprawić, że rozwijające się później pasma ścinania SBsI nie będą przechodziły do sąsiedniego ziarna. Będą natomiast zachowywały się tak, jakby wychodziły na swobodną powierzchnię "monokryształu" - tworząc na niej charakterystyczne uskoki.

Podobne ułatwienie w powstawaniu nieciągłości wzdłuż granic ziaren może wystąpić w przypadku zanieczyszczonych granic ziaren. Wspomniane zanieczyszczenia ułatwią rozwarstwienie materiału wzdłuż granicy i utrudnią przez to przejście pasma ścinania w sąsiednie ziarno.



Rys. 4.7. Model sugerowanego mechanizmu pęknięcia wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania SBsI, pod wpływem poprzecznych przemieszczeń materiału wzdłuż granic ziaren GB. Strzałka z indeksem P_c oznacza kierunek działania siły tnącej P_c .

Fig. 4.7. A model of the proposed mechanism of fracture along microscopic shear bands SBsI as a result of the transverse displacement of the material along grain boundaries GB. An arrow with P_c index indicates the direction of shearing force P_c .

4.3.2.2. Model mechanizmu pęknięcia pod wpływem przemieszczeń materiału wzdłuż innej rodziny pasm ścinania SBSII (poprzecznej względem zasadniczych pasm ścinania SBSI)

Poprzedni model pęknięcia, przedstawiony na rysunku 4.7, zakłada rozwieranie materiału wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania - wskutek przemieszczeń materiału wzdłuż granic ziaren. Nie tłumaczy więc podobnego pęknięcia pod ewentualną nieobecność przemieszczeń wzdłuż granic ziaren.

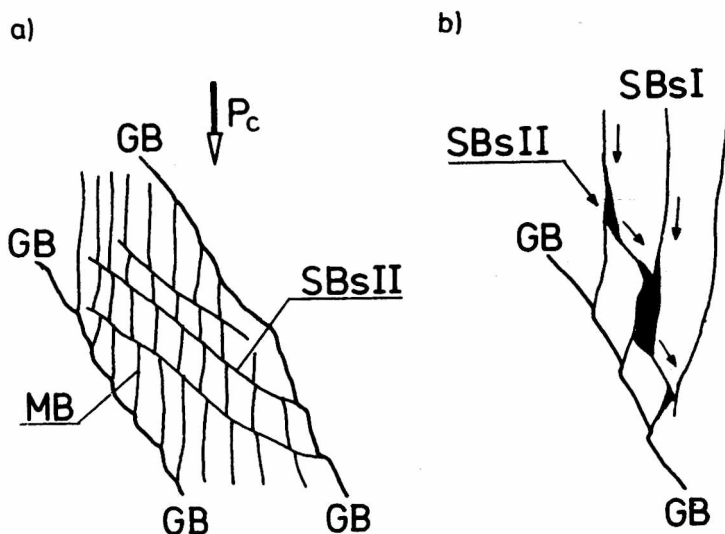
Interakcje pasm ścinania SBSI z granicami ziaren nie zawsze muszą prowadzić bowiem do powstawania mikropęknięć ułożonych arkuszowo wzdłuż granic ziaren. Ponadto, trzeba pamiętać, że zanim dojdzie do makroskopowej lokalizacji odkształceń - polegającej na intensywnym rozwoju zasadniczych pasm ścinania SBSI (rys. 4.4) - odkształcanie ciętego materiału odbywa się na drodze poślizgu wielokrotnego. W pewnych przypadkach mogą więc powstać wcześniej również pasma ścinania należące do innej rodziny niż pasma SBSI.

Na rysunku 4.8 pokazano model mechanizmu, za pomocą którego proponuje się wyjaśniać przebieg pęknięcia wzdłuż zasadniczych pasm ścinania SBSI - w przypadku braku przygranicznych nieciągłości materiału, ułatwiających poprzeczne przemieszczanie się materiału względem pasm SBSI. Model ten został zaproponowany na podstawie analizy rozwoju różnych znaczników odkształceń (rys. 1.4, tab. 1.1) widocznych na tle wytrawionych granic ścinanego metalu.

Istota tego modelu sprowadza się do określenia sekwencji zdarzeń, a zwłaszcza roli, jaką mogą odegrać dodatkowe pasma ścinania SBSII. Idzie tu o pasma ścinania rozwijające się czasem w kierunku poprzecznym do kierunku działania siły tnącej P_c i zasadniczych pasm ścinania SBSI. Zakłada się przy tym, że dodatkowe pasma SBSII mogą odegrać pomocniczą rolę, to jest taką samą, jak zdefektowane granice ziaren (rys. 4.7). Oznacza to, że dodatkowe pasma ścinania SBSII mogą ułatwiać poprzeczne przemieszczanie się materiału względem pasm SBSI i przyczyniać się do generowania wewnętrznych naprężeń rozciągających - niezbędnych dla rozwoju pęknięcia wzdłuż zasadniczych pasm ścinania SBSI.

Można przy tym sugerować następującą kolejność zdarzeń:

1. Zablockowanie rozwoju odkształceń wzdłuż mikropasm MB rozwijających się zgodnie z kierunkiem cięcia (rys. 4.8a).
2. Rozwój pasm ścinania SBSII w kierunku poprzecznym do kierunku cięcia (skutek chwilowego, lokalnego wymuszenia akomodacyjnego).
3. Powrót do rozwoju odkształceń wzdłuż makropasm MB oraz ich przejście w pasma ścinania SBSI.



Rys. 4.8. Model sugerowanego mechanizmu pęknięcia wzdłuż zasadniczych pasm ścinania SBsI, pod wpływem poprzecznych przemieszczeń materiału wzdłuż pasma SBsII - należącego do innej rodziny pasm ścinania: a - rozwój lokalizacji odkształceń, poprzedzającej pęknięcie, b - zarodkowanie pęknięcia wzdłuż zasadniczych pasm ścinania SBsI. MB - mikropasma. Pozostałe oznaczenia, jak na rysunku 4.7

Fig. 4.8. A model of the suggested mechanism of cracking along microscopic shearing bands SBsI due to transverse dislocations of the material along band SBsII that belongs to a different family of shearing bands: a - the development of strain location preceding the cracking, b - the nucleation of cracking along the main shearing bands SBsI; MB - microbands. The other symbols as in fig. 4.7

4. Dalsze blokowanie rozwoju pasm SBsI przez granicę ziaren GB prowadzące do ponownego uaktywnienia odkształceń wzdłuż poprzecznego pasma SBsII.

5. Jednoczesny rozwój odkształceń wzdłuż pasm ścinania SBsI oraz SBsII.

6. Rozwieranie materiału wzdłuż równoległych pasm ścinania SBsI w wyniku poprzecznego przemieszczania materiału wzdłuż pasma SBsII.

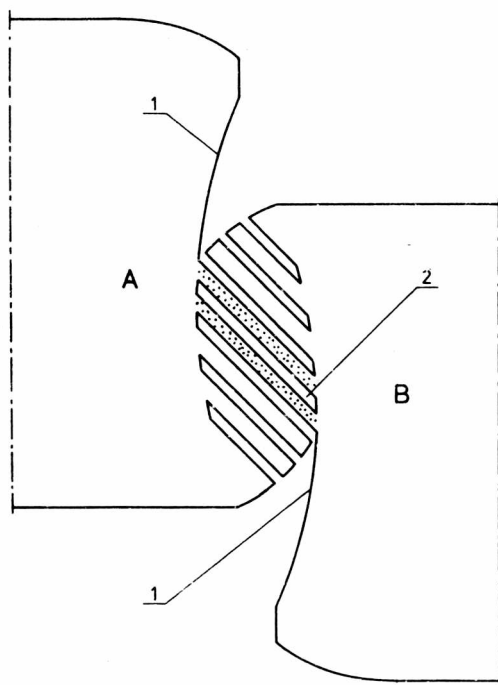
7. Powiększanie się i łączenie mikropeknięć w rozległe pęknięcie o charakterystycznej schodkowej powierzchni.

4.3.3. Interpretacja kształtu powierzchni przełomu - w świetle sugerowanego mechanizmu pęknięcia

Powstanie esopodobnego kształtu powierzchni przełomu podczas poprzecznego ścinania metali można wyjaśnić skokową zmianą mechanizmu pęknięcia. Zgodnie z proponowanym modelem (rys. 4.7) idzie tu przede wszystkim

kim o przejście od pęknięcia wzdłuż pasm ścinania SBSI do pęknięcia wzdłuż granic ziaren GB.

Proponowany model mechanizmu pęknięcia sugeruje bowiem jednocześnie występowanie i współdziałanie obu przypadków pęknięcia (rys. 4.7). Ich udział w tworzeniu makropęknięcia i topografii przełomu jest jednak zróżnicowany. Różnica ta sprowadza się do dominacji danego przypadku pęknięcia i zmiany kierunku makroskopowego rozwoju pęknięcia - w zależności od wysokości aktualnie czynnej, makroskopowej strefy lokalizacji odkształceń (obszar $\hat{B}F'E'C$ - rys. 4.6).



Rys. 4.9. Schemat ilustrujący powstawanie przełomu o esopodobnym kształcie: 1 - pęknięcie wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania (po granicach strefy MLO), 2 - pęknięcie wzdłuż granic ziaren (w poprzek strefy MLO)

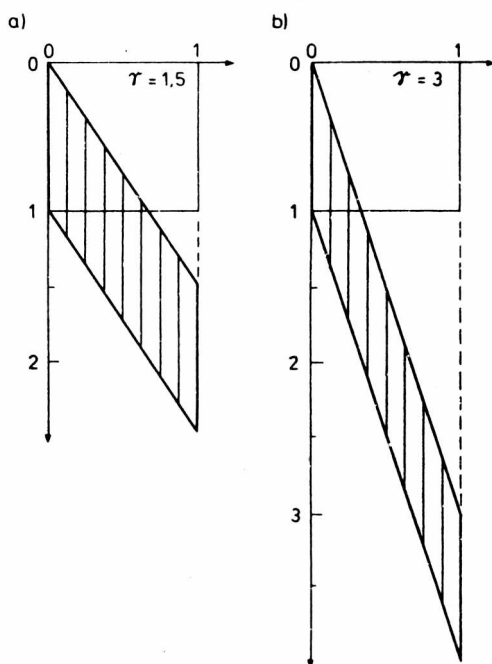
Fig. 4.9. Diagram illustrating the development of S-shaped fracture: 1 - cracking along the microscopic shearing bands (along the boundaries of zone MLS), 2 - cracking along the boundaries of grains (across zone MLS)

W znacznym uproszczeniu można to sobie wyobrazić w sposób pokazany na rysunku 4.9. Makroskopowa strefa lokalizacji odkształceń jest przedstawiona na tym rysunku w postaci zespołu luźnych "lin" lub "płyt", łączących dwa sztywne i przemieszczające się względem siebie bloki A i B.

W kategoriach proponowanego modelu mechanizmu pęknięcia (rys. 4.7), wspomniane płyty to nic innego, jak warstwy materiału - utworzone ze spłaszczonych i obróconych ziaren. Warstwy te są oddzielone od siebie "elastycznym spoiwem" lub nieciągłościami materiału. Wspomniane spłaszczenie ziaren stanowi rezultat prostego ścinania materiału wzdłuż pasm ścinania SBSI, co ilustruje schemat pokazany na rysunku 4.10. Spłaszczenie i obrót ziaren nasila się w miarę rozwoju pasm ścinania, to jest ze wzrostem przemieszczeń U materiału w kierunku działania siły tnącej P_c . Zjawisko to dominuje początkowo w pobliżu wierzchołków soczewkowatej strefy lo-

kalizacji odkształceń. Następnie rozwija się w kierunku środkowych warstw tej strefy. Dlatego też, sugeruje się, że makroskopowy rozwój pę-

Rys. 4.10. Schemat tworzenia się warstwowej struktury materiału w obrębie strefy MLO, na przykładzie pojedynczego ziarna - podlegającego ścinaniu wzdłuż pasm ścinania SBSI. Kierunek rozwoju pasm SBSI jest tu w przybliżeniu zgodny z kierunkiem działania siły tnącej P_c Fig. 4.10. A diagram of the formation of laminar material structure within zone MLO using as an example a single grain that undergoes simple shearing along shearing bands SBSI. The direction in which bands SBSI develop remains more or less in agreement with the direction in which shearing force P_c acts



kania polega na sukcesywnym niszczeniu spójności poszczególnych warstw (rys. 4.9), zgodnie z modelem (rys. 4.7).

Trwa to tak długo, jak długo nie ulegną rozdzieleniu ostatnie - środkowe warstwy materiału (płyty łączące oba sztywne bloki A i B - rys. 4.9). Następuje wówczas zmiana mechanizmu i kierunku pęknięcia. Przestaje funkcjonować mechanizm pęknięcia wzdłuż pasm ścinania SBSI, a zaczyna dominować dotychczas wspomagający mechanizm pęknięcia. Polega on na łączeniu się mikropęknięć rozłożonych wzdłuż warstw materiału (wzdłuż granic ziaren - patrz rozdział 4.3.2.1). Wynikiem tego jest łączenie się przeciwległych makropęknięć i ostateczne rozdzielenie ciętego materiału wzdłuż "płyt" 1 i 2 (rys. 4.9). Powstała przy tym powierzchnia przełomu przyjmuje esopodobny kształt. Wypukłość tej powierzchni jest tym większa, im większe są sumaryczne, poprzeczne przemieszczenia materiału wzdłuż poszczególnych warstw (wzdłuż granic ziaren).

Problem sterowalności pękaniem przy poprzecznym ścinaniu można sprowadzić do ograniczania lub eliminowania przemieszczeń materiału wzdłuż granic ziaren. Ściślej rzecz biorąc, idzie tu o generowanie lub eliminowanie lokalnych naprężeń rozciągających, poprzecznie zorientowanych względem mikroskopowych pasm ścinania SBSI. W przypadku proponowanego modelu mechanizmu pęknięcia sprowadza się to do uwzględniania wszelkiego rodzaju fizykalnych aspektów generowania lub eliminowania takich naprężeń (przemieszczeń). Zagadnienie to zostanie rozwinięte szerzej w rozdziale 6.

Kolejny rozdział poświęcono natomiast doświadczalnej weryfikacji proponowanego modelu mechanizmu pękania - w odniesieniu do klasycznego ścinania poprzecznego.

5. MECHANIZM PĘKANIA PRZY POPRZECZNYM ŚCINANIU METALI - WERYFIKACJA DOŚWIADCZALNA

5.1. Cel i zakres badań

Podstawowym celem niniejszych badań jest potwierdzenie sugestii zawartych w proponowanym modelu mechanizmu pękania. Dotyczy to zwłaszcza dwójakiej roli mikroskopowych pasm ścinania, jaką mogą one odgrywać w obrębie makroskopowej strefy lokalizacji odkształceń. Idzie przy tym o potwierdzenie odmienności ról; pasm ścinania rozwijających się wewnątrz makroskopowej strefy lokalizacji odkształceń oraz pasm ścinania rozwijających się w pobliżu granic tej strefy.

Pierwsze z tych pasm powinny bowiem ułatwiać poprzeczne przemieszczanie materiału wzdłuż granic ziaren - między innymi przez tworzenie stabilnych mikropeknięć dyslokacyjnych wzdłuż granic ziaren. Drugie natomiast powinny wyznaczać trajektorię pękania - spowodowanego przemieszczeniem poprzecznym. Ponadto, należy potwierdzić: związek ewolucji kształtu makroskopowej strefy lokalizacji odkształceń, zmian trajektorii pękania i esopodobnego kształtu powierzchni przełomu z poprzecznym przemieszczeniem materiału wzdłuż granic ziaren oraz rozwojem pękania wzdłuż pasm ścinania.

W związku z tym przewidziano badanie:

- kształtu i położenia makroskopowej strefy lokalizacji odkształceń w zależności od geometrii elementów tnących,
- mechanizmu ewolucji kształtu makroskopowej strefy lokalizacji odkształceń,
- zarodkowania i rozwoju pękania wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania oraz wzdłuż granic ziaren.
- związku między budową przełomów i rozwojem pękania wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania oraz granicami ziaren.

Badania wymienione w pierwszych dwóch punktach przewidziano przede wszystkim do sprawdzenia i potwierdzenia istotności geometrii makrolokalizacji odkształceń, jako czynnika determinującego makroskopowy rozwój pękania (rys. 4.6 i 4.9).

Celem badań określonych w dwóch kolejnych punktach jest natomiast potwierdzenie sugestii co do mikroskopowego przebiegu pękania (rys. 4.7 i 4.8). Przyjęto przy tym, że sprawdzenie tej sugestii powinno obejmo-

wać również sprawdzenie możliwości powiązania sugerowanego przebiegu pęknięcia z budową powstających w ten sposób powierzchni przełomów poślizgowych.

Istotność wspomnianego powiązania wynika z tego, że dotychczasowe interpretacje budowy przełomów poślizgowych bazowały na zupełnie innym modelu pęknięcia (rys. 2.9b). Mowa tu o modelu pęknięcia poprzez zarodkowanie i rozwój owalnych pustek. Jak wiadomo, model ten jest powszechnie stosowany, chociaż nie uwzględnia większości realiów struktury silnie odkształconego metalu. Stąd pytanie, czy uwzględnienie sugerowanych realiów struktury silnie odkształconego metalu (rys. 4.7 i 4.8) pozwoli w ogóle wyjaśnić specyfikę budowy przełomów poślizgowych (obecność parabolicznych języczków) oraz czy uściśli i zmodyfikuje to wyjaśnienie?

Do realizacji podanych badań wybrano żelazo armco (stal E04). O wyborze tego materiału zdecydowało powszechne zastosowanie żelaza i jego stopów, a przede wszystkim znane trudności - związane ze sterowaniem lub eliminowaniem pęknięcia podczas cięcia tej grupy materiałów.

Dodatkowym powodem takiego wyboru było to, że znane modele pęknięcia nie tłumaczą dostatecznie jasno plastycznego pęknięcia czystych metali (patrz rozdział 2.3). Ponadto, makroskopowe pęknięcie innych metali przebiega w mniej wyrazisty sposób - z punktu widzenia esopodobnego kształtu powierzchni przełomu. Zdarza się również, że niektóre metale nie przejawiają skłonności do pęknięcia podczas cięcia - jak na przykład czysta miedź. W przypadku miedzi oznacza to, że tak zwany błyszczący pasek zajmuje całą powierzchnię ścinanego przekroju próbki (brak przełomu).

Próba wyjaśnienia wspomnianych różnic oraz dalszego uogólnienia proponowanego modelu mechanizmu pęknięcia podjęta dopiero w ramach Dyskusji (rozdział 6), to jest po potwierdzeniu założeń modelu na przykładzie pęknięcia w żelazie. Pozwoli to zwiększyć przejrzystość niniejszego opracowania, z jednoczesnym ograniczeniem jego objętości.

5.2. Przebieg badań

5.2.1. Własności badanego materiału

Skład chemiczny badanej stali E04 oraz wielkość jej ziaren w stanie wyjściowym podano w tabeli 5.1. Własności mechaniczne (tab. 5.2) badanej stali określono w próbie rozciągania przeprowadzonej na maszynie wytrzymałościowej INSTRON 1126. Próbę wykonano zgodnie z PN-80/H-04310. Stosowano próbki płaskie bez główek, o wymiarach podanych w tabeli 5.2. Do rejestracji wydłużenia stosowano ekstensometr o bazie 25 mm, współpracujący z mostkiem tensometrycznym typu AT970 (produkcji polskiej) i rejestratorem XY_1Y_2 firmy Riken Denshi model D-72BP produkcji japońskiej.

T a b e l a 5.1

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

T a b e l a 5.2

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

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 %
Stan wyjściowy	5	25	65	127	305	48,8
Po odkształceniu wstępnym $\epsilon_g = 84\%$	2	25	40	590	596	-

T a b e l a 5.3

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

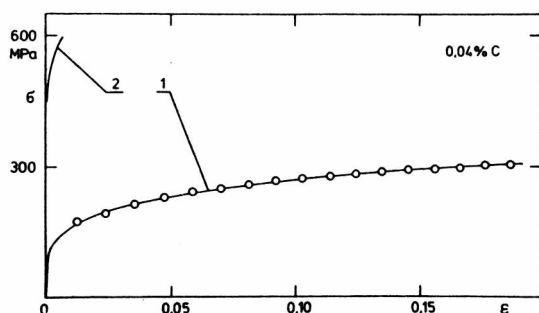
Stan materiału	Rodzaj równania						
	$\sigma_p = C \epsilon^n$			$\sigma_p = C(\epsilon_0 + \epsilon)^n$			
	C MPa	n	r	C MPa	n	ϵ_0	r
Stan wyjściowy	453,622	0,2362	0,99926	447,208	0,2282	-0,00141	0,99937
Po odkształceniu wstępnym	953,434	0,0811	0,94844	778,313	0,0453	-0,00044	0,99211

W tabeli 5.3 podano wartości parametrów równań krzywych umocnienia badanej stali przed i po odkształceniu wstępnym. Odkształcenie wstępne

$$\epsilon_g = \frac{\epsilon_0 - \epsilon_k}{\epsilon_0} \cdot 100\%$$

uzyskano metodą wielokrotnego walcowania na zimno. Odształcenie to wynosiło 84%, przy czym początkowa grubość próbek ε_0 wynosiła 15 mm, a końcowa $\varepsilon_k = 2,4$ mm. Stosowanie większych odkształceń wstępnych było niecelowe ze względu na skłonność ścinanych próbek do wyboaczania się.

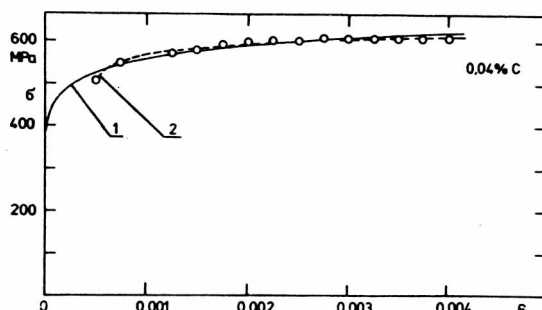
Wstępne odkształcenie próbek pozwoliło zmniejszyć zdolność materiału do umocnienia odkształceniowego oraz przyspieszyć lokalizację odkształceń podczas cięcia. Dzięki temu zwiększono czytelność mechanizmu niestateczności plastycznej oraz związanego z nią mechanizmu pęknięcia.



Rys. 5.1. Krzywe umocnienia stali 0,04% C (żelaza armco): 1 - przed odkształceniem wstępnym; 2 - po odkształceniu wstępnym, $\varepsilon_g = 84\%$

Fig. 5.1. Work-hardening curves for steel 0.04% C (Armco iron): 1 - before prestrain, 2 - after prestrain $\varepsilon_g = 84\%$

Na rysunku 5.1 zestawiono krzywe umocnienia badanej stali uzyskane przed (krzywa 1) i po odkształceniu wstępnym (krzywa 2). Rysunek 5.2 ilustruje natomiast krzywe umocnienia stali wstępnie odkształcanej, wykreślone w skali zwiększającej ich czytelność (w porównaniu z rys. 5.1 - krzywa 2).



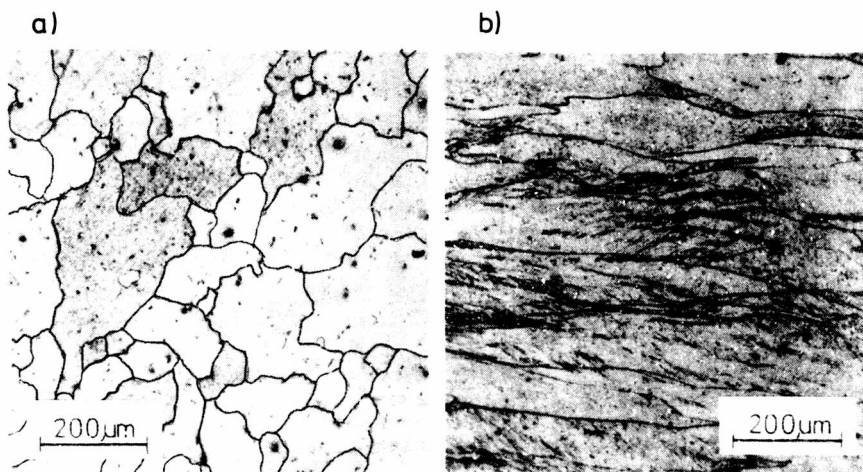
Rys. 5.2. Krzywe umocnienia stali 0,04% C odkształcanej wstępnie, $\varepsilon_g = 84\%$, określone według różnych zależności: 1 - według zależności $\sigma_p = C\varepsilon^n$, 2 - według zależności $\sigma_p = C(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n$

Fig. 5.2. Work-hardening curves of prestrained steel 0.04% C, $\varepsilon_g = 84\%$ determined using the different relationships: 1 - $\sigma_p = C\varepsilon^n$, 2 - $\sigma_p = C(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n$

Krzywą umocnienia stali wstępnie odkształconej wyznaczono w zakresie odkształceń trwałych

$$\epsilon = \ln \frac{l}{l_0}$$

wynoszących od 0,00074 do 0,004. Najmniejsza wartość tych odkształceń była nieco większa od wartości odkształcenia odpowiadającego umownej granicy sprężystości $R_{0,05}$, a największa bliska odkształceniu określonemu przez wytrzymałość na zerwanie R_m .



Rys. 5.3. Mikrostruktura stali 0,04% C, określona w płaszczyźnie równoległej do kierunku działania siły tnącej F_c i prostopadłej do założonej płaszczyzny cięcia: a - przed odkształceniem wstępnym (stal wyżarzona), b - po odkształceniu wstępnym

Fig. 5.3. The microstructure of steel 0.04% C determined in the plane parallel to the direction of shearing force F_c and perpendicular to the assumed plane of shearing: a - before prestrain (annealed steel), b - after prestrain

Strukturę stali E04 przed i po umocnieniu odkształceniowym pokazano na rys. 5.3.

5.2.2. Stanowisko badawcze i parametry procesu cięcia

Do ścinania próbek (w jednej płaszczyźnie) zastosowano przyrząd własnej konstrukcji (patent PRL nr 84408 [1]), napędzany hydrauliczną maszyną wytrzymałościową ZD100. Istota działania tego przyrządu sprowadza się do zasady działania przyrządu Guillery'ego, opisanej przez Kocańdę w pracy [7]. Stosowany tu przyrząd różni się jednak znacznie od przyrządu Guillery'ego. Został on bowiem udoskonalony do tego stopnia, że pozwala zmieniać kształt elementów tnących i odległość pomiędzy

ich krawędziami tnącymi, a ponadto realizować ścinanie w obecności dodatkowego - jednoosiowego rozciągania lub ściskania badanych próbek. Możliwy jest również pomiar i rejestracja siły tnącej w funkcji przemieszczeń lub czasu.

Próbki o wymiarach 100x25x15(5)(2,4) ścinano w temperaturze otoczenia 293 K, z prędkością około 0,02 mm/s. Szczelina pomiędzy krawędziami tnącymi noży miała wartość około 0,05 mm. Pomiar siły tnącej P_c realizowano za pomocą dynamometru tensometrycznego własnej konstrukcji. Przemieszczenia U ścinanego materiału mierzono w płaszczyźnie cięcia za pomocą czujnika zegarowego z dokładnością 0,01 mm. Rejestrację wykresów siły tnącej P_c w funkcji przemieszczeń h krawędzi tnącej umożliwiał wspomniany dynamometr tensometryczny oraz indukcyjny czujnik przemieszczeń IWT (produkcji NRD) - w połączeniu z mostkami tensometrycznymi i rejestratorem XY.

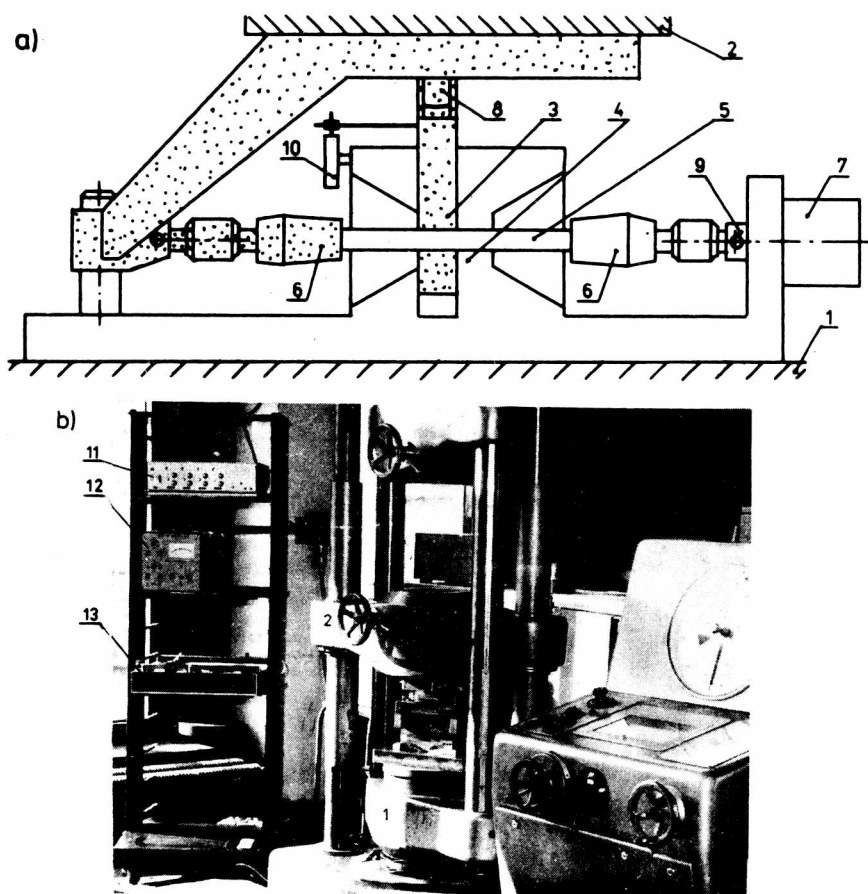
Ideowy schemat stanowiska badawczego pokazano na rysunku 5.4. Przykłady uzyskiwanych wykresów siły tnącej $P_c(h)$ ilustruje rysunek 5.5a i b. Wykresy takie umożliwiały bezpośrednie śledzenie zmian wartości siły tnącej oraz określanie charakterystycznych stadiów procesu cięcia.

5.2.3. Metoda badań

Osiągnięcie założonego celu badań wymagało stopniowej realizacji procesu ścinania oraz stosowania technik badawczych umożliwiających ciągle przejście od mikroskopowej do makroskopowej skali analizowanych zjawisk. Dlatego też, kierując się obserwacjami przebiegu siły tnącej, przerywano wielokrotnie proces ścinania próbek w jego charakterystycznych stadiach. Nadcięte częściowo próbki poddawano badaniom makroskopowym, mikroskopowym i elektronomikroskopowym. Część próbek nadcinanych w identycznych warunkach poddawano dalszemu ścinaniu. Stosowano przy tym różne przyrosty Δh przemieszczeń h . Przyrosty te wynosiły 0,5; 1; 1,5 lub 2 mm. Dalsze ścinanie poprzedzano jednak mechaniczną i chemiczną obróbką bocznych powierzchni próbek, celem usunięcia wcześniejszych śladów odkształcenia. Obróbka ta polegała na szlifowaniu, polerowaniu i trawieniu próbek w Nitalu. Dzięki temu możliwe było śledzenie ewolucji całego obszaru odkształceń plastycznych oraz ich pojedynczych znaczników w strefie lokalizacji odkształceń oraz w obrębie pojedynczych ziaren.

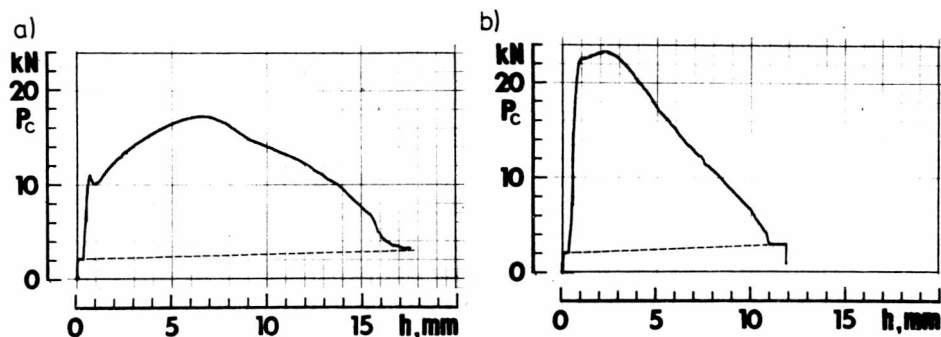
Większość badań związanych z analizą związku między znacznikami odkształceń plastycznych oraz zarodkowaniem i rozwojem pęknięcia przeprowadzono na mikroskopach: optycznym i elektronowym - skaningowym.

Mikroskop skaningowy umożliwiał obserwację całego obszaru odkształceń plastycznych, przy bardzo zróżnicowanych powiększeniach - od (10)



Rys. 5.4. Stanowisko badawcze: a - schemat przyrządu do cięcia (patent PRL nr 84408), konstrukcja własna, przystosowana do maszyny wytrzymałościowej ZD100, b - ogólny widok stanowiska badawczego. Oznaczenia są wspólne dla obu rysunków; 1, 2 - odpowiednio stół i ruchoma belka poprzeczna maszyny wytrzymałościowej ZD100, 3 - ruchomy element tnący, 4 - nieruchomy element tnący, 5 - cięta próbka, 6 - szczęki układu hydraulicznego do wytwarzania dodatkowego, jednoosiowego rozciągania lub ściskania ciętych próbek, 7 - siłownik hydrauliczny, 8 - dynamometr tensometryczny do pomiaru siły tnącej, 9 - dynamometr tensometryczny do pomiaru siły rozciągającej lub ściskającej, 10 - indukcyjny czujnik przemieszczeń, 11, 12 - mostki pomiarowe, 13 - rejestrator XY. Zakropkowane elementy konstrukcyjne przemieszczające się razem z ruchomym elementem tnącym 3

Fig. 5.4. The test stand: a - a diagram of the shearing device (Polish patent No. 84408), the author's design, adapted to testing machine ZD100 b - a general view of the test stand. The same symbols are used for the two figures: 1, 2 - bench and the movable transverse beam of testing machine ZD100, respectively; 3 - moving shearing element; 4 - fixed shearing element; 5 - sheared test piece; 6 - jaws of the hydraulic system for additional uniaxial tension or compression of the sheared test pieces; 7 - hydraulic servo; 8 - tensometric dynamometer measuring the shearing force; 9 - tensometric dynamometer measuring the tensile or compressive force; 10 - inductive sensor of displacements; 11, 12 - measuring bridges; 13 - recorder XY. The dotted structural components travel with moving shearing element 3



Rys. 5.5. Wykresy siły tnącej P_c w funkcji przemieszczenia h ruchomego elementu tnącego (krawędzi tnącej): a - stal 0,04% C, $\epsilon_g = 0$; b - stal 0,04% C, $\epsilon_g = 84\%$. Wymiary próbek: 2,4 x 25 x 100 mm
 Fig. 5.5. Diagrams of shearing force P_c as a function of displacement h of the moving shearing element (a cutting edge): a - steel 0.04% C, $\epsilon_g = 0$; b - steel 0.04% C, $\epsilon_g = 84\%$. Dimensions of the test pieces: 2.4 x 25 x 100 mm

30 do 10 000 razy. Dzięki temu możliwe było płynne przechodzenie od mikroskopowej do makroskopowej skali analizowanych zjawisk.

Charakterystyczne wyniki obserwacji dokumentowano fotograficznie w sposób określający: miejsce obserwacji, rozległość danego zjawiska, jego specyficzne właściwości oraz różnice z najbliższym otoczeniem. Z każdej analizowanej próbki wykonywano od 100 do 150 fotografii.

Faktograficzne badania przełomów prowadzono w sposób umożliwiający powiązanie budowy przełomów ze znacznikami odkształceń, widocznymi na bocznej (prostopadłej) powierzchni próbek.

5.3. Wyniki badań

5.3.1. Kształt i położenie strefy MLO - makroskopowej lokalizacji odkształceń oraz początkowy rozwój pęknięcia w zależności od geometrii elementów tnących

Tradycyjnie największy wpływ na przebieg pęknięcia podczas cięcia metali przypisuje się odległości L pomiędzy krawędziami tnącymi elementów tnących oraz geometrii tych elementów [6], [8-10] (praca [8] - cytowana w rozdziale 3). Bardzo często oba te czynniki traktuje się zamienne, chociaż nie zawsze jest to uzasadnione. Powodem takiego stanu rzeczy może być zbyt wyidealizowany pogląd na temat położenia powierzchni pęknięcia [6]. Ponadto, pogląd ten jest najczęściej weryfikowany przez pomiar odchyłek prostopadłości powierzchni przecięcia (pęknięcia) względem wzdłużnej osi ciętych próbek. Nie ma to jednak zbyt wiele wspólnego z

analizą rzeczywistego kształtu powierzchni przełomu, a przede wszystkim z genezą tego kształtu.

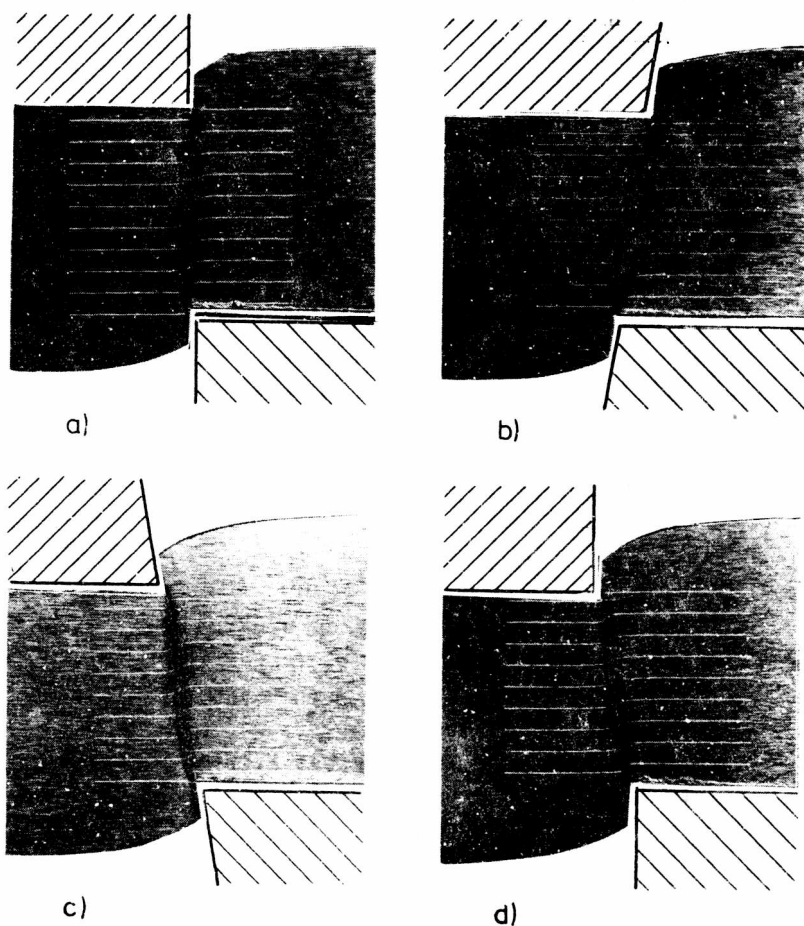
Przytoczone wyniki badań własnych pozwolą odpowiedzieć na pytanie: czy kształt i położenie strefy MLO - makroskopowej lokalizacji odkształceń można uznać za typowy i charakterystyczny wskaźnik lokalizacji odkształceń - od którego zależy kształt i położenie powierzchni pęknięcia podczas cięcia metali.

O wyborze kształtu elementów tnących zdecydował prostopadłościenny kształt próbek oraz sposób ich ułożenia podczas cięcia. Próbkę ścinano bowiem wzdłuż dłuższego boku (25 mm) ich przekroju poprzecznego. Dlatego też, powierzchnie elementów tnących nie miały zagłębień stosowanych czasem przy innym ułożeniu przekroju ciętych płaskowników [11] (również praca [8] - cytowana w rozdziale 3). Zmieniano natomiast kąt α zarysu elementów tnących oraz odległość L pomiędzy krawędziami tnącymi tych elementów. Jedną z płaszczyzn każdego elementu tnącego pozostawiała zawsze równoległą do założonej płaszczyzny ścinania. Odległość L pomiędzy krawędziami tnącymi zmieniano w zakresie od zera do 3 milimetrów. Minimalny kąt α zarysu elementów tnących wynosił 80 stopni, a maksymalny 100 stopni. Wartości te ustalono na podstawie wcześniej wspominanych idealizacji schematu cięcia oraz odpowiedniego eksperymentu.

Proces cięcia prowadzono między innymi tak, aby możliwe było określenie początkowego kształtu i położenia strefy MLO - makroskopowej lokalizacji odkształceń. Pod pojęciem początkowego kształtu strefy MLO należy rozumieć kształt tej strefy bezpośrednio po utracie plastycznej stateczności ciętego materiału, lecz przed początkiem pęknięcia (rys. 4.2). Za kryterium utraty stateczności (początku lokalizacji) przyjęto natomiast maksimum siły tnącej (patrz prace [6], [8] - cytowane w rozdziale 4).

Próbki nadcinano więc aż do pojawienia się maksimum siły tnącej P_c . Następnie przerywano proces cięcia, usuwano powierzchniowe ślady dotychczasowych odkształceń, polerowano i trawiono boczne powierzchnie próbek oraz nanoszono na nie podłużne rysy (przy pomocy mikrotwardościomierza) i wznowiano proces cięcia. Do wyraźnego ujawnienia lokalizacji odkształceń wystarczył przyrost przemieszczenia h o 1 mm, to jest o 4% w stosunku do całkowitej wysokości (25 mm) ciętych próbek.

Jak wynika z rysunku 5.6 lokalizacja odkształceń zachodziła w każdym z rozważanych przypadków. Nie ulegał przy tym istotnej zmianie sam kształt strefy MLO. Zmieniało się natomiast położenie (pochylenie) tej strefy względem wzdłużnej osi ścinanych próbek. Znamienne przy tym jest to, że położenie dłuższej osi omawianej strefy wyznaczone jest w zasadzie przez prostą przechodzącą przez przeciwległe krawędzie tnące elementów tnących, a nie przez kierunek ścinania. Jest to szczególnie widoczne



Rys. 5.6. Pierwotny kształt i położenie strefy (MLO) makroskopowej lokalizacji odkształceń w zależności od kąta zarysu elementów tnących oraz od odległości L pomiędzy ich krawędziami tnącymi: a - $\alpha = 90^\circ$ i $L = 0$, b - $\alpha = 100^\circ$ i $L = 0$, c - $\alpha = 80^\circ$ i $L = 0$, d - $\alpha = 90^\circ$ i $L = 3$ mm. Stal 0,04% C, $\epsilon_g = 0$

Fig. 5.6. The primary shape and the position of zone^g MLS depending on the profile angle of the shearing elements and the distance between their cutting edges: a - $\alpha = 90^\circ$ and $L = 0$, b - $\alpha = 100^\circ$ and $L = 0$, c - $\alpha = 80^\circ$ and $L = 0$, d - $\alpha = 90^\circ$ and $L = 3$ mm. Steel 0.04% C, $\epsilon_g = 0$

wówczas, kiedy krawędzie tnące nie leżą w jednej płaszczyźnie. Występuje to na przykład podczas cięcia materiału elementami tnącymi, odległymi od siebie ($L = 3$ mm) - rys. 5.6d.

Z analizy pochylenia dłuższej osi strefy MLO wynika, że pochylenie tej strefy jest podobne jedynie w przypadkach pokazanych na rysunkach

5.6e i 5.6d. Oznacza to, że zwiększenie szczeliny L pomiędzy krawędziami tnącymi daje podobny efekt, jak zmniejszanie kąta α zarysu elementów tnących (bez zmiany szczeliny). Wyniki badań, przytoczone na rysunku 5.6, wskazują na to, że soczewkowata strafa MLO stanowi charakterystyczną właściwość lokalizacji odkształceń podczas cięcia. Położenie tej strefy (to jest jej prostopadłość lub nieprostopadłość) względem wzdłużnej osi ścinanych próbek zależy od geometrii elementów tnących.

Kolejny fragment omawianych tu badań dotyczy analizy związku między początkiem makroskopowego rozwoju pęknięcia oraz kształtem strefy MLO - w zależności od wspomnianej geometrii elementów tnących.

Na rysunku 5.7 pokazano przebieg pęknięcia obserwowany przy dalszym wzroście przemieszczenia h elementów tnących. Jak wynika z rysunku 5.7 pęknięcie rozwija się po granicach początkowej strefy lokalizacji odkształceń. Jest to prawidłowość niezależna (w rozważanym zakresie) od kąta pochylenia tej strefy. Pęknięcia rozwijają się (w każdym z rozważanych przypadków) od strony swobodnej powierzchni ścinanych próbek. Mają one przy tym kształt i nachylenie odpowiadające kształtowi i nachyleniu zewnętrznych granic strefy MLO. Obszerną dokumentację badań można znaleźć w pracy [2].

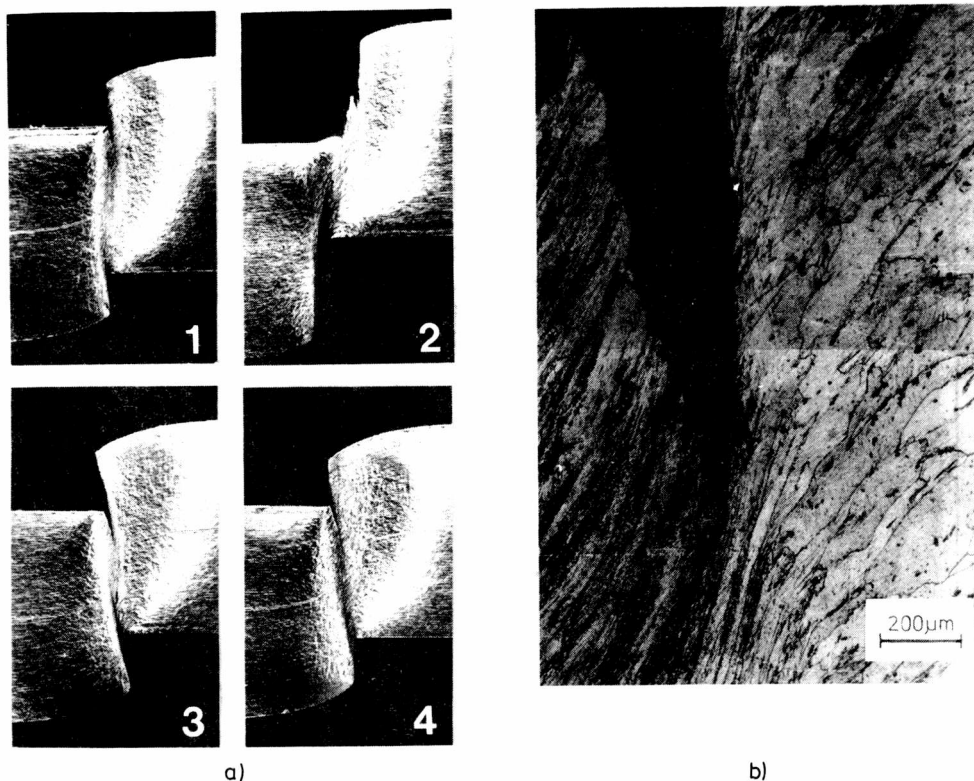
Jak wynika natomiast z przytoczonych tu wyników badań, geometria strefy MLO może być uznana za czynnik determinujący początek makroskopowego rozwoju pęknięcia - przy rozważanym tu schemacie cięcia.

Podobieństwo kształtu i rozmiarów początkowej strefy MLO wskazuje natomiast na to, że różnorodność ostatecznego kształtu powierzchni przełomu może wynikać bardziej z ewolucji kształtu tej strefy niż jej początkowego kształtu.

5.3.2. Ewolucja kształtu strefy MLO - makroskopowej lokalizacji odkształceń a kształt powierzchni przełomu

Na rysunku 5.8 pokazano przebieg siły tnącej P_c w funkcji przemieszczenia h krawędzi tnącej oraz ewolucję kształtu strefy MLO związaną z tym przebiegiem.

Poszczególne stadia ewolucji kształtu strefy MLO odpowiadają kolejnym etapom procesu cięcia. Początek każdego z tych etapów zaznaczono punktem naniesionym na wykres $P_c = f(h)$. Punkt taki informuje o wartości przemieszczenia h oraz wartości siły tnącej P_c , przy której przerywano i następnie wznowiano proces cięcia. Wznowienie procesu cięcia było poprzedzane każdorazowo usuwaniem wcześniejszych, powierzchniowych śladów odkształcenia plastycznego. Polegało to na polerowaniu i trawieniu bocznych powierzchni próbek. Mikrofotografie, zamieszczone na rysunku 5.8c,d,e,f, informują więc o rozległości i zmianach kształtu



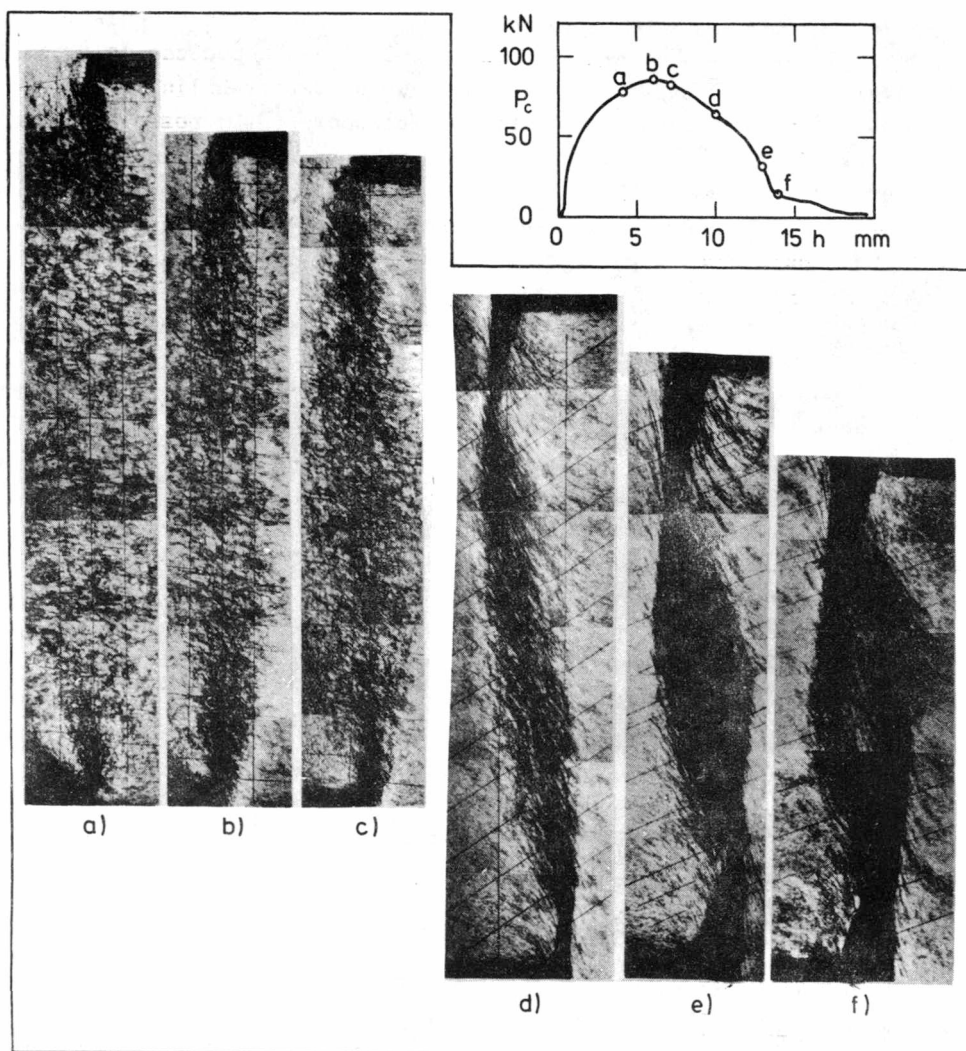
Rys. 5.7. Przebieg pęknięcia w zależności od kąta α zarysu elementów tnących oraz odległości L pomiędzy ich krawędziami tnącymi: a - makroskopowy przebieg pęknięcia, pozycje od 1 do 4 odpowiadają odpowiednio pozycjom oznaczonym na rysunku 5.6 przez a,b,c,d; b - typowa mikrostruktura obszaru pęknięcia, widoczne pęknięcie odgranicza warstwową strukturę strefy MLO (etap II) od struktury I etapu rozwoju odkształceń (patrz rys. 4.2)

Fig. 5.7. The propagation of cracking depending on shearing elements profile angle α and distance between cutting edges L : a - macroscopic development of cracking, positions 1-4 correspond to the positions denoted in fig. 5.6 by a,b,c,d; b - typical microstructure of the cracking area, the visible crack separates the laminar structure of zone MLO (stage II) from the structure of strain development stage I (see fig. 4.2)

strefy MLO (ciemne obszary) - wywołanych przyrostem przemieszczenia h o 1 do 2 milimetrów.

Jak wynika z rysunku 5.8d,e,f - ewolucja kształtu strefy MLO polega przede wszystkim na sukcesywnym wzroście szerokości tej strefy oraz zmniejszaniu jej wysokości. W rezultacie tego zmienia się pierwotny kształt strefy MLO. Początkowo soczewkowata strefa MLO (rys. 5.8b,c) przyjmuje bowiem kształt zbliżony do równoległobocznego (rys. 5.8d,e,f).

Wnikliwa analiza kolejnych stadiów rozwoju makrolokalizacji odkształceń wykazała, że bezpośrednią przyczyną zmiany wysokości strefy

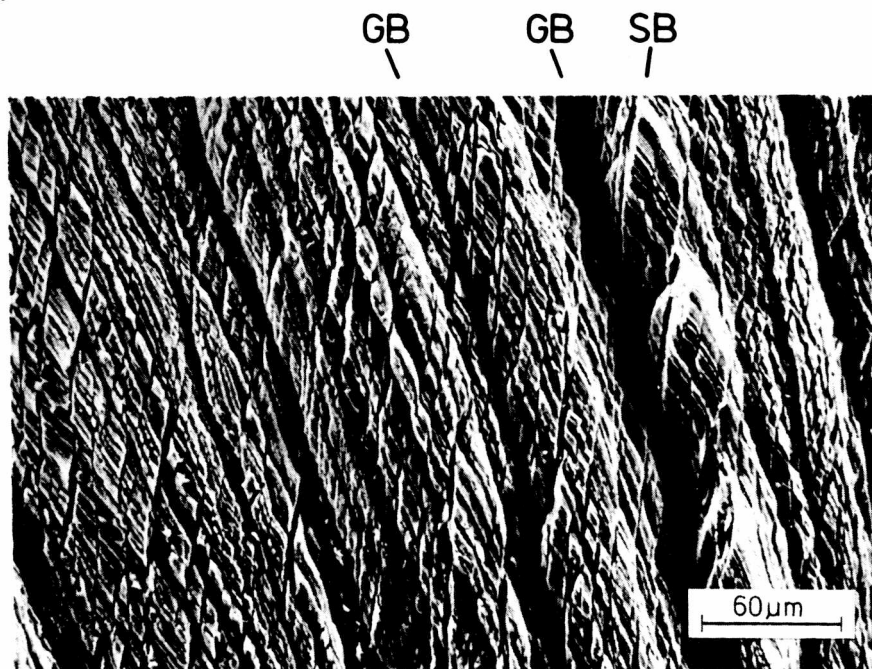


Rys. 5.8. Ewolucja kształtu strefy MLO w zależności od przemieszczeń h krawędzi tnącej: a,b,c,d,e - przyrost przemieszczeń $\Delta h = 1$ mm; f - przyrost przemieszczeń $\Delta h = 2$ mm. Stal 0.04% C, $\epsilon_g = 0$. Mikroskop optyczny Fig. 5.8. The evolution of the shape of zone MLO depending on displacement h of the cutting edge: a,b,c,d,e - displacement increment $\Delta h = 1$ mm; f - displacement increment $\Delta h = 2$ mm. Steel 0.04% C, $\epsilon_g = 0$. Optical microscopy

MLO jest rozwój pęknięcia. Pęknięcie sprawia bowiem, że pewne regiony strefy MLO są eliminowane z udziału w dalszym plastycznym odkształcaniu ściskanego materiału. Regiony te występują w wierzchołkach pierwotnej strefy lokalizacji odkształceń i znajdują się w bezpośrednim sąsiedztwie tworzących się powierzchni przełomu. Świadczą o tym zmiany w kontraście mikrofotografii zamieszczonych na rysunku 5.8. Eliminowane regiony są

jaśniejsze od aktualnie czynnej strefy MLO. Ponadto, linie odniesienia (naniesione w tych regionach) nie ulegają deformacji podczas dalszego nacinania materiału – w przeciwieństwie do pozostałych linii.

Przeprowadzone badania elektronmikroskopowe (SEM) pozwoliły ustalić, że zasadniczą przyczyną poszerzania się strefy MLO są poprzeczne przemieszczenia materiału wzdłuż międzywarstwowych nieciągłości materiału. Mowa tu o warstwach materiału, które tworzą spłaszczone i obrócone (w kierunku ścinania) ziarna metalu. Warstwy takie stanowią charakterystyczne elementy wewnętrznej budowy strefy MLO. Powstawanie tych warstw jest związane z intensywnym rozwojem mikroskopowych pasm ścinania wewnątrz strefy MLO.

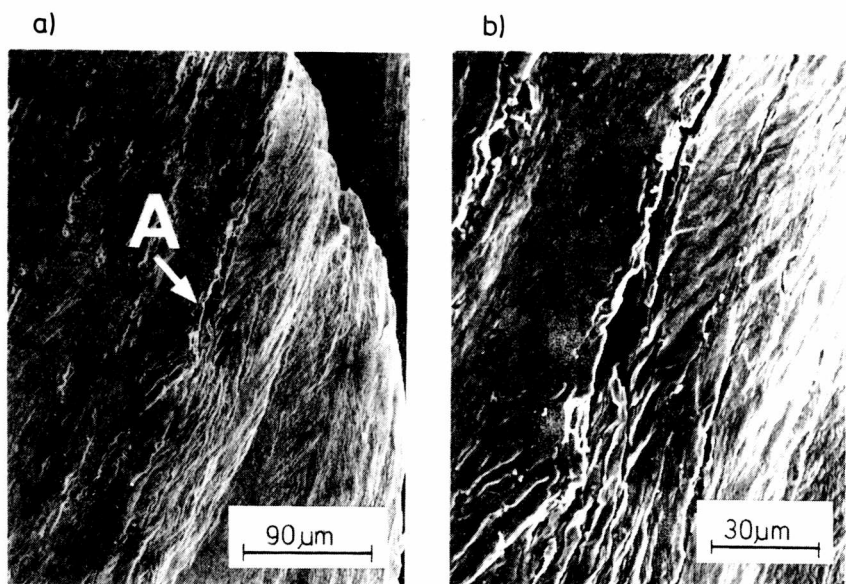


Rys. 5.9. Elektronografia (SEM) strefy MLO. Widoczny związek warstwowej budowy strefy MLO z rozwojem pasm ścinania SBsI w tej strefie (patrz schemat na rys. 4.10). Stal 0,04% C, $\epsilon_g = 84\%$

Fig. 5.9. Electronography of zone MLS (SEM). Visible relationship between the laminar structure of zone MLS and the development of shearing bands SBsI in this zone (see diagram in fig. 4.10). Steel 0.04% C, $\epsilon_g = 84\%$

Na rysunkach 4.10 i 5.9 zilustrowano mechanizm spłaszczania i obrotu ziaren – pod wpływem prostego ścinania.

Rysunek 5.10 stanowi natomiast potwierdzenie występowania międzywarstwowych nieciągłości materiału (rys. 5.10a) oraz ich związku z poprzecznym przemieszczaniem się materiału wzdłuż warstw (rys. 5.10b).



Rys. 5.10. Elektronografia (SEM) strefy MLO. Widoczne międzywarstwowe nieciągłości materiału: a - widok ogólny, b - powiększony szczegół A.

Stal 0,04% C, $\epsilon_g = 0$

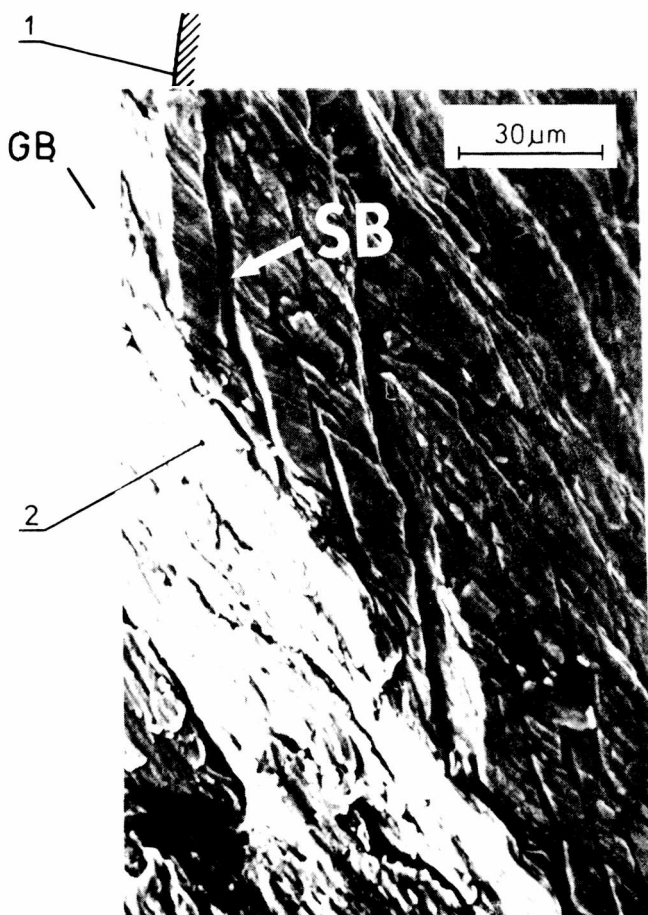
Fig. 5.10. Electronography of zone MLS (SEM). Visible interlayer discontinuities of the material: a - general view, b - enlarged detail A.

Steel 0.04% C, $\epsilon_g = 0$

O przemieszczeniu tym świadczą między innymi ślady odkształcenia plastycznego, widoczne w pobliżu wierzchołka takiego rozwarstwienia (rys. 5.10b).

Warto zauważyć, że wzrostowi szerokości strefy MLO towarzyszy zwiększone rozwarście ramion przeciwnych makropęknięć. Oddalają się również od siebie powierzchnie tak zwanych błyszczących pasków, które początkowo leżały w jednej płaszczyźnie. Charakterystyczne jest jednak to, że pierwotne granice strefy MLO nie zmieniają w zasadzie swojego kształtu, lecz jedynie oddalają się od siebie ze wzrostem szerokości strefy MLO. Pomiary przemieszczeń materiału w kierunku prostopadłym do kierunku cięcia wykazały, że granice te mogą oddalić się od siebie nawet na odległość kilku milimetrów [2].

Ostateczne rozdzielanie ciętego materiału następuje wskutek połączenia się przeciwnych makropęknięć, rozwijających się po granicach strefy MLO. Połączenie to przebiega wzdłuż międzywarstwowej nieciągłości materiału. Świadczy o tym elektronografia (SEM) pokazana na rys. 5.11. Widoczna na tym rysunku powierzchnia przełomu jest bowiem zorientowana tak, jak międzywarstwowa nieciągłość materiału, to znaczy poprze-



Rys. 5.11. Elektronografia (SEM) strefy MLO. Widoczne pasma ścinania SBs oraz fragment przełomu, odpowiadający rozwojowi pęknięcia w poprzek strefy MLO, to jest rozwojowi pęknięcia wzdłuż granic ziaren GB. Stal 0.04% C, $\epsilon_g = 84\%$: 1 - zarys esopodobnego profilu przełomu, 2 - fragment przełomu

Fig. 5.11. Electronography of zone MLS (SEM). Visible shearing bands SBs and a fragment of the fracture corresponding of the propagation of cracking across zone MLS, i.e., to the development of cracking along grain boundaries GB. Steel 0.04% C, $\epsilon_g = 84\%$. 1 - the S-shaped profile of the fracture, 2 - a fragment of the fracture

cznie i skośnie względem kierunku działania siły tnącej oraz kierunku rozwoju pasm ścinania SBsI. Podane stwierdzenie stanie się bardziej oczywiste po precyzyjnym opisie i potwierdzeniu mechanizmu powstawania międzywarstwowych nieciągłości (patrz rozdział 5.2.3).

Z tego wynika, że makroskopowy przebieg pęknięcia oraz kształt powierzchni przełomu są rzeczywiście związane z granicami i ewolucją kształtu strefy lokalizacji odkształceń. Zarys, a zwłaszcza wypukłość powierzchni przełomu zależy przy tym od wartości przemieszczeń materiału wzdłuż poszczególnych warstw materiału wypełniających strefę MLO.

5.3.3. Mechanizm pęknięcia wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania SBsI

Podstawowym celem niniejszych badań jest wykazanie, że w rozważanym tu przypadku pęknięcia wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania SBsI nie wystarcza samo pojawienie się pasm ścinania, lecz potrzebne jest jeszcze dodatkowe – poprzeczne przemieszczenie materiału. Idzie przy tym o przemieszczenie poprzeczne względem kierunku rozwoju zasadniczych pasm ścinania SBsI, to jest poprzeczne względem kierunku działania siły tnącej.

Proponowany model mechanizmu pęknięcia sugeruje dwie możliwości samoczynnego, poprzecznego przemieszczania się materiału względem SBsI:

- przemieszczenie wzdłuż granic ziaren (rys. 4.7),
- przemieszczenie wzdłuż innej rodziny pasm ścinania (rys. 4.8).

I. Mechanizm pęknięcia pod wpływem przemieszczeń materiału wzdłuż granic ziaren poprzecznych do SBsI. Na rysunku 5.12 pokazano elektronografię (SEM), ilustrującą położenie profilu powierzchni przełomu względem kierunku rozwoju mikroskopowych pasm ścinania SBsI.

Jak wynika z rysunku, powierzchnia przełomu jest dokładnie równoległa do kierunku rozwoju pasm ścinania SBsI. Na podstawie rysunku 5.12 trudno jednak ustalić, czy rozdzielenie materiału wzdłuż SBsI zaszło jedynie wskutek przemieszczeń materiału wzdłuż SBsI, czy też w bardziej złożony sposób. Nie wiadomo również, jak doszło do wyróżnienia tego czy innego pasma ścinania SBsI z całej rodziny pasm, wypełniających wnętrze strefy MLO.

Na podstawie wcześniejszych badań autora (praca [6] – cytowana w rozdziale 4) można było jedynie przypuszczać, że pęknięcie materiału wzdłuż SBsI jest związane z dodatkowym lokalnym – poprzecznym przemieszczeniem materiału. Wskazywały na to elektronomikroskopowe obserwacje nietrawionej powierzchni ścinanych próbek (rys. 5.13). Obserwacje nietrawionych powierzchni próbek nie pozwalają jednak ustalić, co wyznacza kierunek, ani jaki jest mechanizm tego poprzecznego przemieszczenia materiału.

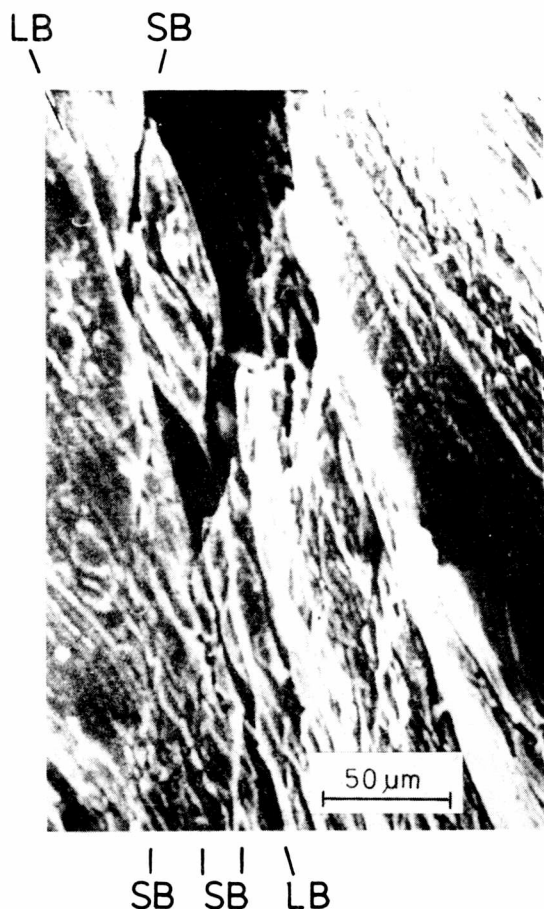
Celem obecnych badań jest wykazanie, że wspomniane poprzeczne przemieszczenie materiału zachodzi wzdłuż granic ziaren – osłabionych arkuszowo rozłożonymi mikropęknięciami, jakie powstają w wyniku reakcji pasm ścinania z granicami ziaren. Badania te polegały na elektronomikro-



Rys. 5.12. Elektronografia (SEM) strefy MLO. Widoczny profil (A-A) przełomu oraz równoległe do niego pasma ścinania SBsI. Stal 0,04% C, $\epsilon_g = 84\%$
 Fig. 5.12. Electronography of zone MLS (SEM). Visible profile of the fracture and parallel to it shearing bands SBsI. Steel 0.04% C, $\epsilon_g = 84\%$

skopowych (SEM) obserwacjach znaczników odkształcenia plastycznego na tle ujawnionych wcześniej granic ziaren. Analizowano przy tym zarówno rozwój mikroskopowych pasm ścinania, jak i mechanizm ich reakcji z granicami ziaren.

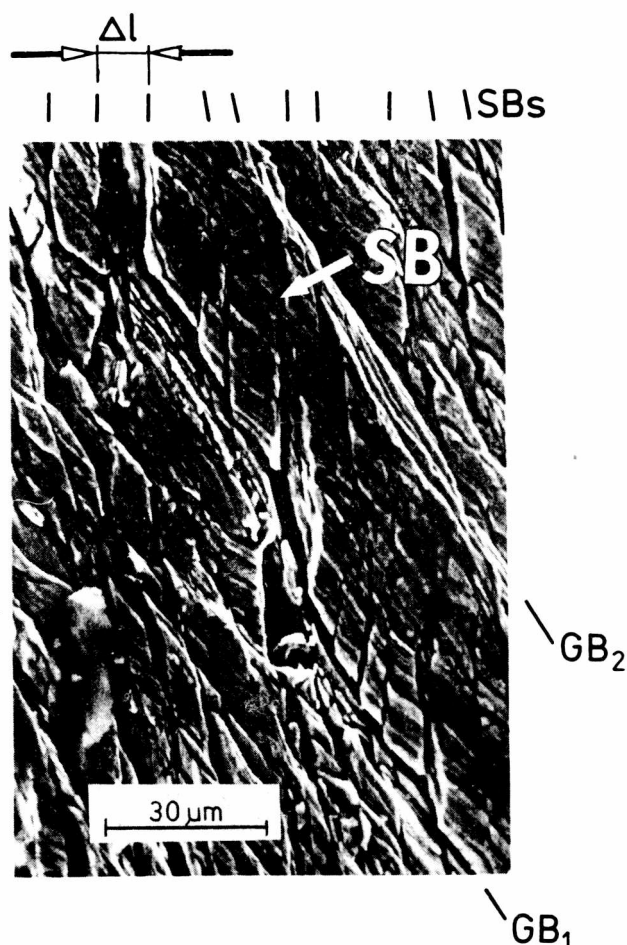
Na rysunku 5.14 pokazano jedną z wielu elektronografii (SEM), które wykonano w pobliżu granicy strefy MLO. Jak wynika z tego rysunku, każdemu zaawansowanemu pękaniu materiału wzdłuż SBsI towarzyszy znaczne poprzeczne przemieszczenie materiału wzdłuż granicy ziaren GB_1 . Można



Rys. 5.13. Elektronografia (SEM) strefy MLO. Widoczny rozwój pęknięcia wzdłuż pasma SBsI (na tle śladów obróbki mechanicznej) oraz towarzyszące mu poprzeczne przemieszczenie materiału wzdłuż międzywarstwowej

granicy LB
Fig. 5.13. Electronography of zone MLS (SEM). Visible development of cracking along band SBsI (against the background of the traces of mechanical working) and the associated transverse dislocation of the material along interlayer boundary LB

przy tym zauważyć, że przemieszczenie to zostało ułatwione dzięki klinowym mikropęknięciom. Mikropęknięcia te są arkuszowo ułożone wzdłuż granicy GB₁. Pojedyncze mikropęknięcie ma przy tym długość równą odległości pomiędzy dwoma sąsiednimi pasmami SBsI. Długość ta wynosi na ogół kilka mikrometrów i jest znacznie mniejsza od szczeliny Orowana. Brak dobrze rozwiniętych pasm ścinania w sąsiednim (dolnym) ziarnie świadczy natomiast o tym, że wspomniane mikropęknięcia powstały wskutek zablokowania przemieszczeń materiału wzdłuż pasm ścinania SBsI - przez granicę



Rys. 5.14. Elektronografia (SEM) przygranicznego obszaru strefy MLO. Widoczne pasma ścinania SBsI oraz przygraniczne - klinowe mikropęknięcia i poprzeczne przemieszczenia materiału wzdłuż granicy GB: Δl - przemieszczenie towarzyszące pełnemu rozdzieleniu materiału wzdłuż jednego z pasm ścinania SBsI. Stal 0,04% C, $\epsilon_g = 84\%$

Fig. 5.14. Electronography (SEM) of the border area of zone MLO. Visible shearing bands SBsI and boundary wedge microcracks and transverse displacements of the material along boundary GB: Δl - displacement associated with the total separation of the material along one of shearing bands SBsI. Steel 0.04% C, $\epsilon_g = 84\%$

GB₁. Wynika z tego, że pasma ścinania - rozwijające się wewnątrz strefy MLO - przyczyniają się przede wszystkim do ewentualnego rozwarstwienia materiału wzdłuż granic ziaren, na jakie napotykają.

Z obserwacji wynika ponadto, że pełne rozdzielanie materiału wzdłuż określonego pasma ścinania zachodzi przede wszystkim w pobliżu granicy strefy MLO. Rozdzielenie takie jest związane z dość znacznym

przemieszczeniem poprzecznym, oznaczonym symbolem Δl (rys. 5.14). Wartość tego przemieszczenia oszacowano na około 10 mikrometrów. Wymienione rozdzielanie materiału jest tu odległe zaledwie o kilkanaście mikrometrów od granicy strefy lokalizacji odkształceń. Świadczy to o tym, że pękanie zachodzi tam, gdzie występują największe gradienty odkształcenia postaciowego oraz tam, gdzie jest możliwe powstanie dostatecznie dużych lokalnych naprężeń rozciągających. Warto przy tym zauważyć, że poza granicami strefy MLO nie występują pasma ścinania. Granica tej strefy stanowi więc miejsce, gdzie spełnienie obu wymienionych postulatów jest najbardziej prawdopodobne. Ponadto, sprzyja temu specyficzne pochylenie poszczególnych warstw materiału względem kierunku działania siły tnącej oraz występowanie międzywarstwowych nieciągłości materiału. Nieciągłości te ułatwiają ześlizgiwanie się materiału wzdłuż warstw i generowanie niezbędnych naprężeń rozciągających w danej warstwie materiału.

Trzeba jednak zaznaczyć, że proces pękania (rozwierania) materiału wzdłuż danego pasma ścinania zachodzi stopniowo. Wskazują na to zarówno przykłady niepełnego rozwarcia materiału wzdłuż SBsI, jak i występowanie mikropasm MB (rys. 5.14). Mikropasma takie można zauważyć w materiale zawartym pomiędzy poszczególnymi pasmami ścinania SBsI. Są one zorientowane poprzecznie względem pasm ścinania SBsI.

Na rysunku 5.14 można również zauważyć długie ślady poślizgu w przygranicznych obszarach ziaren. Ślad taki jest widoczny na przykład wzdłuż granicy GB_2 . Wiele wskazuje jednak na to, że z punktu widzenia mechanizmu pękania wzdłuż SBsI bardziej istotnym jest przemieszczenie poprzeczne wzdłuż rozwarstwień - podobnych do tych, które występują wzdłuż granicy GB_1 .

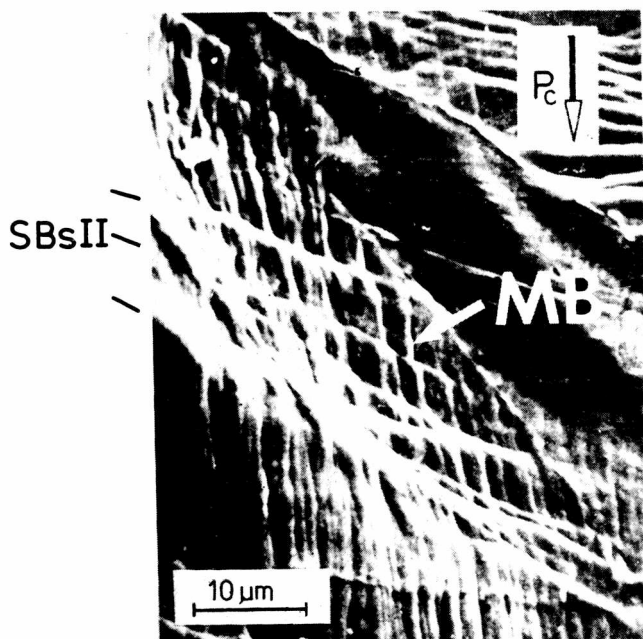
II. Mechanizm pękania pod wpływem przemieszczeń materiału wzdłuż innej rodziny pasm ścinania poprzecznej do pasm SBsI. Przytoczone wyniki badań stanowią doświadczalną weryfikację drugiego wariantu proponowanego modelu mechanizmu pękania (rys. 4.8).

Potwierdzony wariant mechanizmu pękania dotyczył przypadku, w którym dominowały pasma ścinania jednego typu (pasma SBsI). Pasma te rozwijały się przede wszystkim w kierunku zbliżonym do kierunku działania siły tnącej P_c . Pękanie wzdłuż tych pasm zależne było natomiast od ich reakcji z napotykanymi granicami ziaren, to jest od powstawania nieciągłości materiału wzdłuż tych granic.

Obecnie rozważany przypadek pękania wzdłuż pasm SBsI dotyczy innej możliwości generowania poprzecznych przemieszczeń materiału. Należy bowiem przewidywać taką sytuację, w której utrudniony będzie rozwój nieciągłości materiału wzdłuż granic ziaren. Jednocześnie wewnątrz jednego

lub kilku ziaren może wystąpić lokalizacja odkształceń w dwóch rodzajach pasm ścinania. W rozdziale 4.3.2.2 omówiono kolejność zdarzeń, przewidywanych w takim przypadku (rys. 4.8).

Elektronografia (SEM), pokazana na rysunku 5.15, stanowi potwierdzenie takiej możliwości. W centralnej części tej elektronografii widać bowiem kilka pasm ścinania SBsII zorientowanych skośnie względem kie-



Rys. 5.15. Elektronografia (SEM) strefy MLO. Na tle mikropasm MB widoczny rozwój dodatkowych pasm ścinania SBsII, tworzących charakterystyczne uskoki mikropasm MB. Stal 0,04% C, $\epsilon_g = 0$

Fig. 5.15. Electronography (SEM) of zone MLS. Visible development of additional shearing bands SBsII against the background of microbands MB that form characteristic faults of microbands MB. Steel 0.04% C, $\epsilon_g = 0$

runku działania siły tnącej P_c . Pasma te przecinają mikropasma MB zorientowane (w przybliżeniu) równoległe do kierunku działania siły P_c . Oznacza to, że mikropasma MB pojawiły się zanim zostały przecięte przez pasma ścinania SBsII.

Kolejna elektronografia (SEM) - rysunek 5.16 przedstawia natomiast przebieg zdarzeń zaistniałych po wznowieniu odkształceń w mikropasmach MB i po ich przekształceniu się w pasma ścinania SBsI.

Jak wynika z rysunku 5.15 wcześniejszy rozwój pasm SBsII doprowadził do powstania uskoków wzdłuż mikropasm MB. Uskoki te utrudniają późniejsze przemieszczanie materiału wzdłuż SBsI (rys. 5.16). O tym, jak



Rys. 5.16. Elektronografia (SEM) strefy MLO. Widoczny rozwój pęknięcia wzdłuż zasadniczych pasm ścinania SBsI, pod wpływem poprzecznych przemieszczeń materiału wzdłuż dodatkowego pasma ścinania SBsII: 1 i 2 - miejscowe ślady odkształceń, świadczące o blokowaniu przemieszczeń materiału po przejściu mikropasm MB (rys. 5.15) w pasma ścinania SBsI. Stal 0,04% C, $\epsilon_g = 0$ (powiększenie 10000 razy)

Fig. 5.16. Electronography (SEM) of zone MLS. Visible development of cracking along the main shearing bands SBsI under the influence of transverse dislocations of the material along the additional shearing band SBsII: 1 and 2 - local traces of strain being the evidence of the blocking of material dislocations after the transition of microbands MB (fig. 5.15) into shearing bands SBsI. Steel 0.04% C, $\epsilon_g = 0$ (magn. 10 000 x)

znaczące jest to utrudnienie, niech świadczą wypływki materiału - fragmenty 1 i 2 (rys. 5.16). Obecność i skośne położenie pasm ścinania SBsII (względem pasm SBsI) sprawia, że materiał przemieszczający się wzdłuż pasm SBsI przemieszcza się również wzdłuż pasma SBsII. Poprzecz-

ne przemieszczenie materiału wzdłuż pasma SBsII prowadzi do jednoczesnego zarodkowania mikropeknięć wzdłuż kilku zasadniczych pasm ścinania SBsI.

Opisany mechanizm pęknięcia był obserwowany w początkowych stadiach lokalizacji odkształceń, a przy tym przede wszystkim w wierzchołkach strefy MLO. Wynika z tego, że mechanizm ten funkcjonuje rzeczywiście przede wszystkim w przypadku braku nieciągłości materiału wzdłuż granic ziaren oraz przy bardziej złożonym rozwoju lokalizacji odkształceń w obrębie pojedynczego ziarna metalu.

5.3.4. Analizowany mechanizm pęknięcia w świetle badań fraktograficznych

Na rysunku 2.9 pokazano schemat, ilustrujący szeroko rozpowszechniony sposób interpretacji budowy przełomów plastycznych, czynionej na podstawie fraktografii przełomów. Schemat ten określa relacje między stanem naprężenia i rozwojem owalnych pustek oraz kształtem zagłębień - widocznych na powierzchni późniejszych przełomów.

Kształt i układ wspomnianych zagłębień stanowi obecnie podstawowe kryterium podziału i identyfikacji różnych przełomów plastycznych oraz sugerowanych mechanizmów pęknięcia. Uważa się na przykład, że nakładające się na siebie "języczki" o przeciwnych zwrotach (rys. 2.9b) są typową właściwością wszelkich przełomów poślizgowych (shear fracture, scherbruch, sdvigajuščij razryv). Pogląd ten jest przy tym nierozdzielnie związany z modelem pęknięcia przez zarodkowanie i rozwój owalnych pustek.

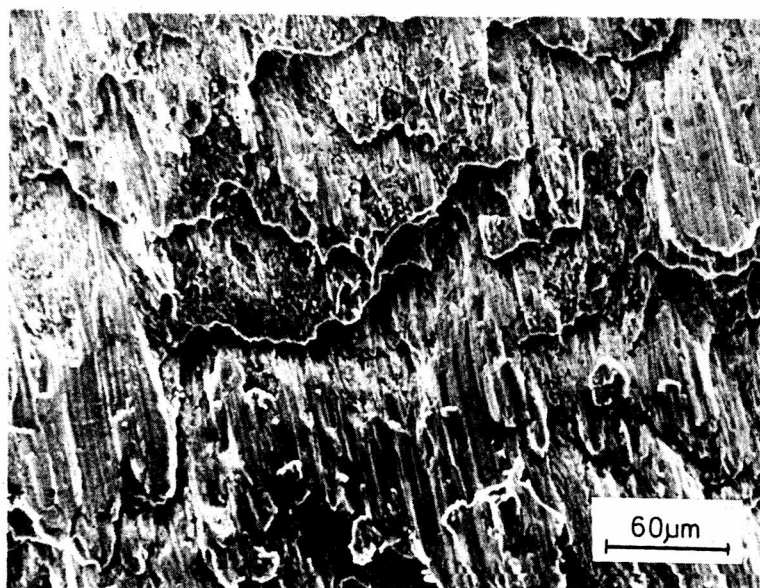
Zasadniczym celem niniejszego podrozdziału jest wykazanie, że specyficzną budowę przełomów poślizgowych można wyjaśnić również w zupełnie odmienny sposób, niż sugeruje to model pęknięcia przez zarodkowanie i rozwój owalnych pustek (rys. 2.9b). Możliwość ta wynika bowiem z proponowanego tu (rozdział 4) oraz znacznie już potwierdzonego (wcześniejsze podrozdziały rozdziału 5) modelu mechanizmu pęknięcia wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania SBsI [5].

Z proponowanego tu modelu wynika, że specyficzną budowę przełomów poślizgowych (powstających podczas cięcia) można uważać za konsekwencję:

- rozwoju pęknięcia wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania SBsI,
- warstwowej budowy materiału w obrębie strefy (MLO) makroskopowej lokalizacji odkształceń,
- występowania nieciągłości pomiędzy wymienionymi warstwami (ziarnami),
- wszelkiego rodzaju dodatkowych przemieszczeń materiału, to jest poprzecznych względem pasm ścinania SBsI,
- budowy samych pasm ścinania.

Oznacza to, że kształt "języczków" może wynikać przede wszystkim z kształtu ziaren, które pękają wzdłuż pasm ścinania SBSI. Efekt nakładania się języczków na siebie powinien być natomiast potęgowany obecnością nieciągłości materiału wzdłuż granic ziaren, do których dochodzą wspomniane pasma ścinania. Efekt ten może być więc tym większy, im większe będą przemieszczenia materiału wzdłuż wymienionych nieciągłości materiału (rys. 5.10) oraz wzdłuż quasi-równoległych do nich mikropasm MB (rys. 5.14).

W celu potwierdzenia tych sugestii przeprowadzono dość specyficzne badania fraktograficzne. Specyfika ta polegała na jednoczesnej obserwacji powierzchni przełomu oraz prostopadłej do niej powierzchni bocznej. Dzięki temu możliwa była nie tylko obserwacja budowy przełomu, ale również obserwacja granic ziaren oraz pasm ścinania SBSI i mikropasm MB - występujących w obrębie strefy MLO.



Rys. 5.17. Fraktografia (SEM) przełomu uzyskanego podczas cięcia stali 0,04% C, $\epsilon_g = 84\%$

Fig. 5.17. Fractography (SEM) of the fracture obtained during the shearing of steel 0.04% C, $\epsilon_g = 84\%$

Na rysunku 5.17 pokazano typową fraktografię przełomu powstającego podczas analizowanego tu poprzecznego ścinania żelaza armco. Można na niej zauważyć cały szereg "języczków", o dość zróżnicowanej szerokości. Języczki te sprawiają wrażenie nakładania się ich na siebie. Szerokość tych języczków szacuje się na około 30 do ponad 100 mikrometrów. Są to wartości zbliżone do wyjściowego rozmiaru ziaren badanego materiału

(rys. 5.3). Ponadto, na tle tych stosunkowo dużych języczków można zauważyć wiele małych podłużnych bruzd (rys. 5.17).

Obserwacje profilu powierzchni przełomu pokazanego na rysunku 5.17 pozwalają natomiast stwierdzić, że długość wspomnianych języczków jest porównywalna z grubością poszczególnych warstw materiału (ziaren) - określaną wzdłuż pasm ścinania SBsI (rys. 5.18).

Z rysunku 5.18 wynika również, że efekt nakładania się języczków na siebie zależy między innymi od tego, czy pękanie poszczególnych warstw (ziaren) rozwija się wzdłuż pasm ścinania leżących w tej samej płaszczyźnie, czy też nie. Pękanie wzdłuż pasm ścinania, leżących w odległych od siebie płaszczyznach, potęguje efekt przestrzennego nakładania się języczków na siebie. Poszczególne fragmenty powierzchni przełomu mogą być przy tym odległe od siebie nawet o ponad kilkanaście mikrometrów (rys. 5.18). Profil powierzchni przełomu jest więc określony zarówno przez powierzchnie pęknięcia - powstałe wzdłuż poszczególnych pasm ścinania, jak i przez fragmenty powierzchni - utworzonych przez międzywarstwowe nieciągłości materiału. Te ostatnie tworzą charakterystyczne uskoki na powierzchni przełomu i określają kształt zarysu poszczególnych języczków.

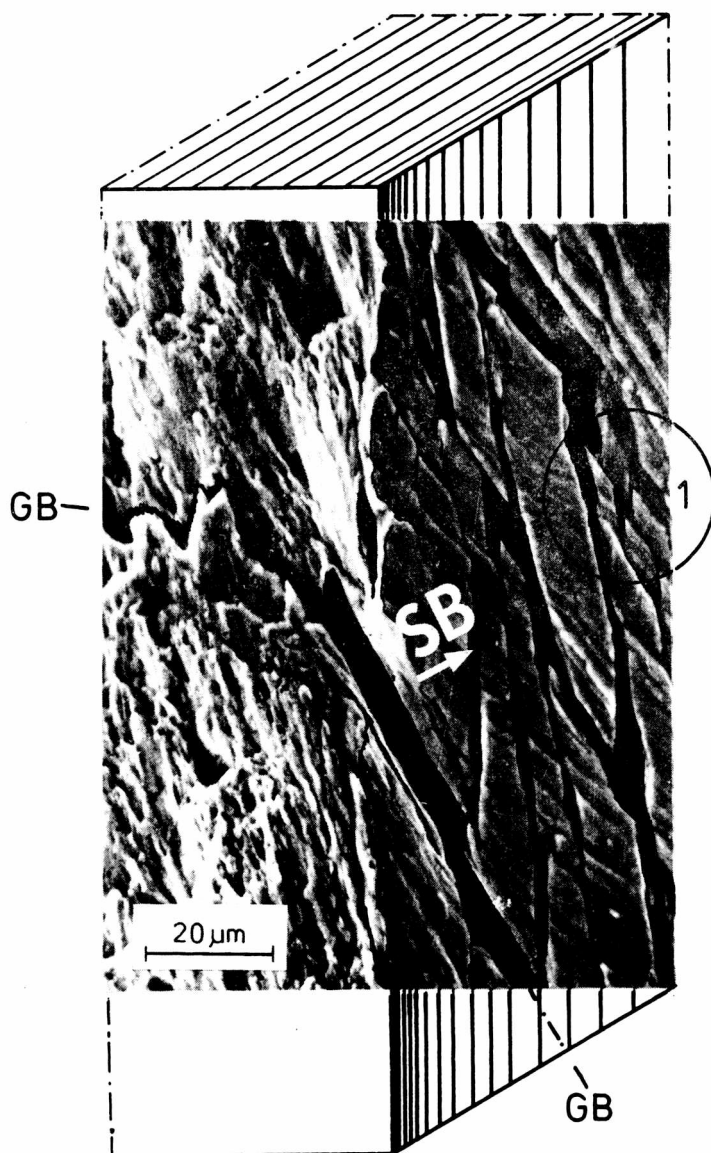
Wynika z tego, że zarys języczków jest podkreślany przede wszystkim przez międzywarstwowe nieciągłości materiału. Można to zauważyć nawet wówczas, kiedy pękanie sąsiednich warstw materiału zachodzi w tej samej płaszczyźnie (rys. 5.19). Elektronografia, pokazana na rysunku 5.19 została tak wykonana, aby rejestrowała zarówno szczegóły budowy przełomu, jak i pasma ścinania - widoczne na powierzchni prostopadłej do powierzchni przełomu. Widać przy tym, jak nieciągłość materiału - występująca wzdłuż granicy GB_1 - podkreśla zarys języczka widocznego na powierzchni przełomu.

Można ponadto zauważyć, że wspomniane wcześniej, małe podłużne



Rys. 5.18. Elektronografia (SEM) strefy MLO. Widoczne pasma ścinania SBsI na tle warstwowej budowy strefy MLO oraz związany z nimi profil przełomu. Stal 0,04% C, $\epsilon_g = 84\%$

Fig. 5.18. Electronography (SEM) of zone MLS. Visible shearing bands SBsI against the background of laminar structure of zone MLS and the associated profile of the fracture. Steel 0.04% C, $\epsilon_g = 84\%$



Rys. 5.19. Elektronografia (SEM) strefy MLO. Widoczne wzajemne powiązania między rozwojem pęknięcia wzdłuż pasm ścinania SBsI oraz nieciągłościami materiału wzdłuż granic ziaren GB i budową przełomu (zarysem języczków)

Fig. 5.19. Electronography (SEM) of zone MLO. Visible relationships between the development of cracking along shearing bands SBsI and the material discontinuities along grain boundaries GB and the structure of the fracture (tongue outlines)

bruzdy - występujące na tle poszczególnych języczków - mają związek z przemieszczeniami materiału wzdłuż mikropasm MB (szczegół 1 - rys.

5.19) oraz budową samych pasm ścinania. Jak już wspomniano (tab. 1.1), pasma ścinania są zbudowane ze znacznie wydłużonych podziarn. Toteż wspomniane bruzdy mogą stanowić odwzorowanie przebiegu pęknięcia wzdłuż granic poszczególnych podziarn (fragmentów) - stanowiących rezultat dużych odkształceń plastycznych.

5.4. Podsumowanie

Przytoczone wyniki badań wskazują na to, że dotychczasowe interpretacje budowy przełomów poślizgowych były obarczone wieloma nieścisłościami. Dotyczy to przede wszystkim przełomów powstających podczas cięcia. Zasadniczym powodem takiego stanu rzeczy mogło być niedostrzeżenie ograniczeń przyjętego modelu pęknięcia (pęknięcia poprzez zarodkowanie i rozwój owalnych pustek - rysunek 2.9b) oraz powszechne przekonanie o uniwersalności tego modelu.

W związku z tym nie zwracano na przykład uwagi na rozbieżności między rzeczywistymi rozmiarami języczków a realną wielkością ewentualnych pustek. Na ogół uważano, że sama obecność języczków stanowi dostateczne potwierdzenie wspomnianego mechanizmu pęknięcia, mimo braku innego, jednoznacznego dowodu na uprzedni rozwój pustek (patrz rozdział 2).

Wystarczy jednak porównać rozmiary języczków (rys. 5.17) na przykład z rozmiarami wydzielen i wtrąceń (rozdział 2.2), aby mieć wątpliwości co do takiego stanowiska. Przy porównaniu tym założono, że przynajmniej jeden z wymiarów ewentualnej pustki można uznać za porównywalny z rozmiarami wydzielenia lub wtrącenia (pomijając kolonie perlitu).

Z porównania tego wynika, że języczki, obserwowane na rysunku 5.17, są większe aż o 2(3) rzędy wielkości od ewentualnych pustek. Model pęknięcia przez zarodkowanie i rozwój owalnych pustek nie przewiduje jednak tak dużych rozbieżności. Nie uwzględnia on również ewentualnych zmian w budowie rozważanego tu przełomu, chociaż zmiany takie mają miejsce w rzeczywistości.

Wynika z tego, że samo jakościowe stwierdzenie obecności języczków (często dość wybiórcze) nie może stanowić jednoznacznego dowodu na słuszność takiego, czy innego modelu mechanizmu pęknięcia poślizgowego.

Dlatego też, weryfikacja proponowanego tu modelu mechanizmu pęknięcia, wykraczała znacznie poza ramy typowych badań fraktograficznych oraz dotychczasowe zasady identyfikacji mechanizmów i budowy przełomów plastycznych (rys. 2.9).

Można stwierdzić, że proponowany tu model mechanizmu pęknięcia stwarza nowe możliwości, zarówno w zakresie interpretacji mechanizmu pęknięcia poślizgowego, jak i budowy przełomów poślizgowych.

Proponowany model różni się bowiem od szeroko akceptowanego modelu pęknięcia przez zarodkowanie i rozwój owalnych pustek tym, że:

1. Uwzględnia takie realia struktury odkształcanego materiału, jak: granice ziaren, lokalizacja odkształceń w mikroskopowych pasmach ścinania.

2. Tłumaczy i wiąże mechanizm pękania z realiami struktury, ich makroskopowym zasięgiem oraz makroskopowym kształtem i mikroskopową budową przełomów, a ponadto:

a) stwarza możliwości uwzględniania innych, wewnątrzmaterialowych zjawisk i procesów oraz zmian w schemacie cięcia i warunkach obciążenia zewnętrznego; kierunkuje przez to dalsze poszukiwania w zakresie doskonalenia metod sterowania dekohezją metali;

b) umożliwia również pełniejsze niż dotychczas wykorzystanie najnowszych osiągnięć fizyki dużych odkształceń plastycznych oraz pokrewnych kierunków i dyscyplin naukowych.

Możliwości podane w punktach a i b przedyskutowano nieco szerzej w następnym rozdziale.

6. DYSKUSJA

6.1. Wstęp

Zasadniczym celem niniejszej dyskusji jest próba zwrócenia uwagi na wiele konsekwencji, wynikających z zaproponowanego sposobu wyjaśnienia mechanizmu pękania oraz przedłożonego, ogólnego podejścia do problemu dekohezji sterowanej.

Dotyczyć to będzie przede wszystkim konsekwencji płynących z przyjętego na wstępie założenia (rozdział 4), co do podstawowej przyczyny pękania - za jaką uważa się tu obecność mikroskopowych pasm ścinania oraz ich czułość na poprzeczne rozciąganie.

Założenie to uzyskało już doświadczalne potwierdzenie - w odniesieniu do szeroko rozpowszechnionego, klasycznego schematu cięcia (rozdział 5). Wykazano bowiem, że przemieszczenia materiału - poprzeczne względem mikroskopowych pasm ścinania - są dostatecznym źródłem lokalnych naprężeń rozciągających, prowadzących do rozwoju pękania wzdłuż wspomnianych pasm ścinania.

Weryfikacja podstawowych założeń - opracowanego tu modelu mechanizmu pękania - na przykładzie klasycznego schematu cięcia, stanowi istotny punkt odniesienia. Umożliwiła ona bowiem zrozumienie poszczególnych stadiów rozważanego mechanizmu pękania, a co najważniejsze (dla dekohezji sterowanej) - zrozumienie mechanizmu powstawania przełomu o specyficznym, esopodobnym kształcie.

Między innymi z tego ostatniego faktu może wynikać podstawowa zasada sterowania dekohezją przy poprzecznym ścinaniu metali. Zasadę tę moż-

na sformułować następująco: "Kształt powierzchni przełomu zależy od kierunku pasm ścinania, zasięgu i położenia strefy makroskopowej lokalizacji odkształceń oraz sposobu generowania lokalnych naprężeń rozciągających".

W przypadku klasycznego schematu cięcia, sposobem generowania lokalnych naprężeń rozciągających są przemieszczenia materiału wzdłuż granic ziaren. Im większe są takie przemieszczenia, tym większa jest (niepożądana) wypukłość powierzchni przełomu.

Z poczynionego na wstępie założenia (rozdział 4) oraz ze sformułowanej zasady sterowania dekohezją przy poprzecznym ścinaniu metali wynika jednak znacznie więcej - niż ustalono na przykładzie klasycznego sposobu cięcia.

W podstawowym założeniu proponowanego modelu mechanizmu pękania jest zawarty bowiem jego bardziej uniwersalny charakter. Jednoznaczne przypisanie takiej uniwersalności wymaga jednak spełnienia dodatkowych postulatów. Dopiero spełnienie takich postulatów pozwoli uznać podstawowe założenie (proponowanego modelu) za słuszne w odniesieniu do szerokiej gamy przypadków pękania, poprzedzanego lokalizacją odkształceń w mikroskopowych pasmach ścinania.

6.2. Postulaty uniwersalności opracowanego modelu mechanizmu pękania - w zakresie pękania, poprzedzanego lokalizacją odkształceń w mikroskopowych pasmach ścinania

Jeżeli opracowany model mechanizmu pękania (wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania) ma być słuszny nie tylko dlatego, że zachodzą takie czy inne przemieszczenia materiału (poprzeczne względem tych pasm), lecz dlatego, że pasma ścinania są czułe na naprężenia rozciągające - wynikające z tych przemieszczeń (bo są zbudowane ze znacznie zdeorientowanych podziarn), to:

1. Pękanie wzdłuż pasm ścinania powinno zachodzić również przy innym sposobie generowania lokalnych naprężeń rozciągających.
2. Pękanie nie powinno mieć miejsca, jeżeli w obrębie pasm ścinania lub granic ziaren dojdzie na przykład do rekrytalizacji dynamicznej.

Rekrytalizacja taka powinna bowiem zmniejszać w istotny sposób dezorientację poszczególnych podziarn (fragmentów), a przez to zmniejszać czułość materiału na działanie lokalnych naprężeń rozciągających. Powinna ona zapobiegać również powstawaniu klinowych mikropeęknięć, ułatwiających przemieszczanie się materiału wzdłuż granic ziaren.

Oznacza to, że spełnienie postulatów pozwoli uznać proponowany model pękania za przydatny nie tylko przy wyjaśnianiu pękania w różnych

warunkach, lecz i przy tłumaczeniu braku pęknięcia - mimo wcześniejszej obecności mikroskopowych pasm ścinania. Idzie tu oczywiście o pęknięcie mogące mieć związek z lokalizacją odkształceń w mikroskopowych pasmach ścinania oraz o potrzebę uwzględnienia możliwej zmiany czułości tych pasm na poprzeczne rozciąganie.

Ze spełnienia wymienionych postulatów może wynikać więc wiele możliwości - poczynając od sterowania, a kończąc na eliminowaniu pęknięcia przy poprzecznym ścinaniu metali.

Niezależnie od próby przedyskutowania takich możliwości omówiono jeszcze inne korzyści, wynikające z uwzględnienia lokalizacji odkształceń w mikroskopowych pasmach ścinania. Z punktu widzenia rozważanego tu przypadku dekohezji sterowanej ważne jest nie tylko uzyskanie względnie płaskiej powierzchni przełomu. Równie ważna jest minimalizacja deformacji poprzecznego przekroju ciętego materiału. Jak się dalej okaże, możliwość takiej minimalizacji jest (podobnie jak pęknięcie) ściśle związana z lokalizacją odkształceń w pasmach ścinania.

Przy weryfikacji, wspomnianych postulatów i pozostałych sugestii wykorzystano przede wszystkim wyniki dalszych badań własnych. Ponadto bazowano na omówionych wcześniej, ogólnych studiach literaturowych na temat lokalizacji odkształceń i rekrytalizacji dynamicznej.

6.3. Analiza spełnialności postulatów uniwersalności opracowanego modelu mechanizmu pęknięcia

6.3.1. Analiza funkcjonowania rozważanego mechanizmu pęknięcia w obecności dodatkowego jednoosiowego rozciągania

W celu weryfikacji pierwszego ze sformułowanych postulatów uniwersalności opracowanego modelu założono, że przyłożenie zewnętrznych naprężeń rozciągających powinno zastąpić generowanie wewnętrznych naprężeń rozciągających - powstających w wyniku przemieszczeń materiału wzdłuż granic ziaren.

Związane z tym badania polegały na ścinaniu próbek, poddawanych jednocześnie jednoosiowemu rozciąganiu - w kierunku poprzecznym do kierunku ścinania. Stanowisko badawcze, metody badań i skład chemiczny stali były takie same jak przy badaniach opisanych w rozdziale 5. Wyjściowe własności mechaniczne badanej tu stali podano w tabeli 6.1. Stosowane obecnie odkształcenie wstępne ϵ_g wynosiło 64%. Ze względów technicznych było ono nieco mniejsze od poprzednio stosowanego (84%). Nie ma to jednak większego znaczenia, ponieważ stal ta była tu badana w sposób umożliwiający porównywanie skutków rozciągania w całym zakresie stosowanych naprężeń rozciągających σ_r . Naprężenia te zmieniano od zera do

T a b e l a 6.1

Wymiary próbek i własności mechaniczne stali 0,04% C,
po odkształceniu wstępnym $\epsilon_g = 64\%$

Wymiary próbek			Własności mechaniczne			
a_0 mm	b_0 mm	L_0 mm	R_e MPa	R_m MPa	A_5 %	HV
5	25	65	370	409	8,5	114

wartości równej granicy plastyczności $R_{e,t}$, wyznaczonej przy cięciu bez rozciągania.

Wartości stosowanych naprężeń rozciągających σ_r oraz odpowiadające im wartości innych parametrów ciętego materiału – wyznaczonych w procesie cięcia, podano w tabeli 6.2. Należą do nich parametry określone z wykresów siły tnącej $P_c = f(h)$ otrzymanych podczas cięcia z rozciąganiem, a to:

- $R_{e,t,r}$ – granica plastyczności,
- $R_{t,u}$ – umowna wytrzymałość na ścinanie,
- $R_{t,rz}$ – rzeczywista wytrzymałość na ścinanie,
- U_1 – przemieszczenie materiału w płaszczyźnie cięcia, graniczne ze względu na utratę stateczności (lokalizację odkształceń),
- $U_{a,f}$ – przemieszczenie towarzyszące pękaniu (od utraty stateczności do zupełnego rozdzielenia materiału).

T a b e l a 6.2

Stosowane wartości dodatkowych naprężeń rozciągających
i odpowiadające im zmiany własności mechanicznych
stali 0,04% C, określonych z wykresów siły tnącej
 $P_c = f(h)$, $\sigma_r = 0-312$ MPa

Lp.	σ_r MPa	$R_{e,t}$ MPa	$R_{t,u}$ MPa	$R_{t,rz}$ MPa	U_1 %	$U_{a,f}$ %
1	0	312	360	391	12,0	42,0
2	93,6	312	336	368	12,0	19,2
3	125,6	296	323	355	12,4	18,4
4	156,0	280	308	347	12,8	16,8
5	218,0	264	296	336	13,2	14
6	312,0	208	272	316	14,8	12

Obszerniejszą dokumentację tych badań można znaleźć w pracy [12], a ich szersze omówienie w pracy [16]. Dalej przytoczono jedynie wyniki

istotne z punktu widzenia niniejszej analizy. Ponadto, można się również odwołać do wcześniejszych prac autora [10–13] o nieco innym podejściu do tego zagadnienia.

Z przytaczanych wyników badań [12], [16] wynika natomiast, że dodatkowe jednoosiowe rozciąganie ciętego materiału spełniło wiązane z nim oczekiwania. Stwierdzono bowiem, że badana stal pęka wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania (rys. 6.1) i to bez istotnego udziału przemieszczeń materiału wzdłuż granic ziaren (rys. 6.2).

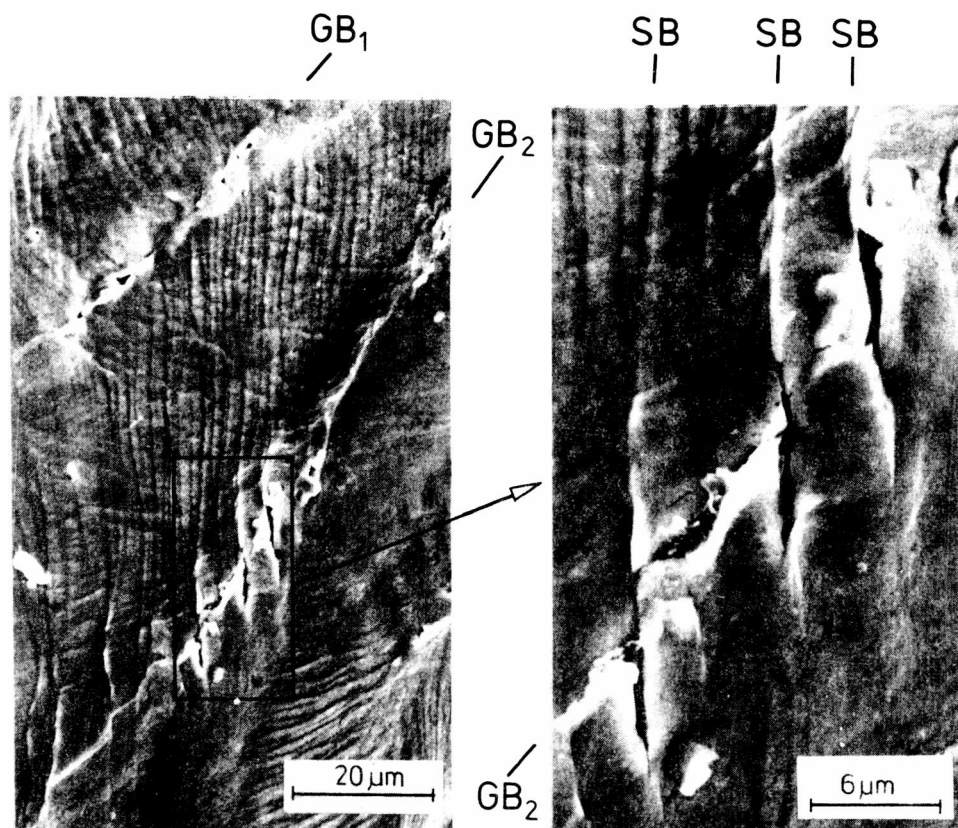


Rys. 6.1. Elektronografia (SEM) strefy MLO. Widoczne mikropęknięcia wzdłuż pasm ścinania SBs, odległych około 2,5 mm od czoła makropęknięcia. Stal 0,04% C, $\epsilon_g = 64\%$, $\sigma_r = 156$ MPa

Fig. 6.1. Electronography (SEM) of Zone MLS. Visible microcracks along shearing bands SBs being at a distance of about 2.5 mm from the head of the macrocrack. Steel 0.04% C, $\epsilon_g = 64\%$, $\sigma_r = 156$ MPa

Skuteczna wartość dodatkowego naprężenia rozciągającego $\sigma_{r,skut.}$ powodującego pękanie bez istotnego udziału wspomnianych przemieszczeń, wynosi około $0,3 R_{e,t}$ (rys. 6.3), to jest:

$$\sigma_{r,skut.} \approx 0,3 R_{e,t} (\text{dla } \sigma_r = 0) \quad (6.1)$$



Rys. 6.2. Elektronografia (SEM) strefy MLO. Widoczne granice ziaren i mikropęknięcia wzdłuż pasm ścinania SBs. Stal 0,04% C, $\epsilon_g = 64\%$, $\sigma_r = 156$ MPa

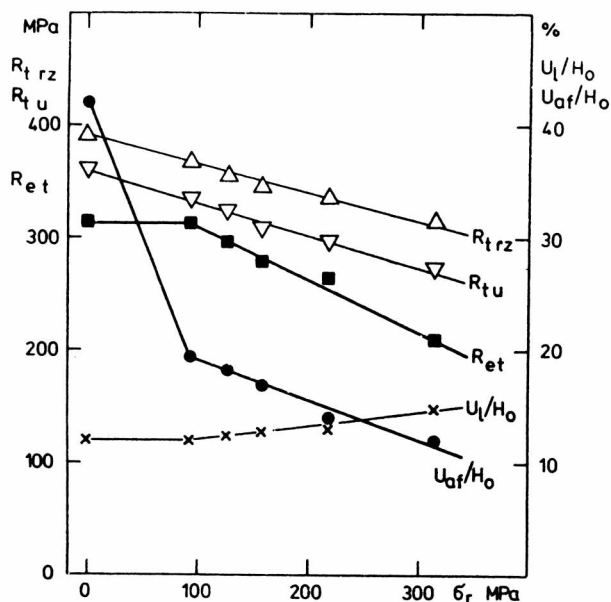
Fig. 6.2. Electronography (SEM) of zone MLS. Visible boundaries of grains and microcracks along shearing bands SBs. Steel 0.04% C, $\epsilon_g = 64\%$, $\sigma_r = 156$ MPa

lub

$$\sigma_{r, \text{skut.}} = 0,25 R_e, \quad (6.2)$$

gdzie R_e oznacza granicę plastyczności, określoną w próbie jednoosiowego rozciągania (tab. 6.1).

Skuteczną wartość dodatkowego naprężenia rozciągającego $\sigma_{r, \text{skut.}}$ określono na podstawie analizy kształtu przełomów oraz zmian wartości przemieszczenia $U_{a,f}$ towarzyszącego pękaniu (rys. 6.3). Zauważono bowiem istotną zbieżność między wypukłością powierzchni przełomu i wartością przemieszczeń $U_{a,f}$. Im mniejsze jest przemieszczenie $U_{a,f}$, tym mniejsza jest również wypukłość powierzchni przełomu (rys. 6.4).



Rys. 6.3. Wpływ dodatkowych naprężeń rozciągających σ_r na własności mechaniczne ($R_{e,t}$; $R_{t,u}$; $R_{t,rz}$) i przemieszczenia U_l graniczne ze względu na lokalizację odkształceń oraz przemieszczenia $U_{a,f}$ towarzyszące pękaniu przy poprzecznym cięciu z rozciąganiem: H_0 - wysokość ciętych próbek

Fig. 6.3. The effect of additional tensile stress σ_r on the mechanical properties ($R_{e,t}$; $R_{t,u}$; $R_{t,rz}$) and boundary displacements U_l due to the location of strain and dislocations $U_{a,f}$ accompanying the cracking at transverse shearing with tension: H_0 - height of the sheared test pieces

Ponadto, co ciekawe, przy wartościach naprężeń rozciągających

$$\sigma_r \leq \sigma_{r,skut.} \quad (6.3)$$

nie zauważa się istotnej zmiany wartości granicy plastyczności $R_{e,t,r}$, ani też względnej wartości przemieszczenia U_l - granicznego ze względu na utratę stateczności plastycznej (rys. 6.3), to znaczy

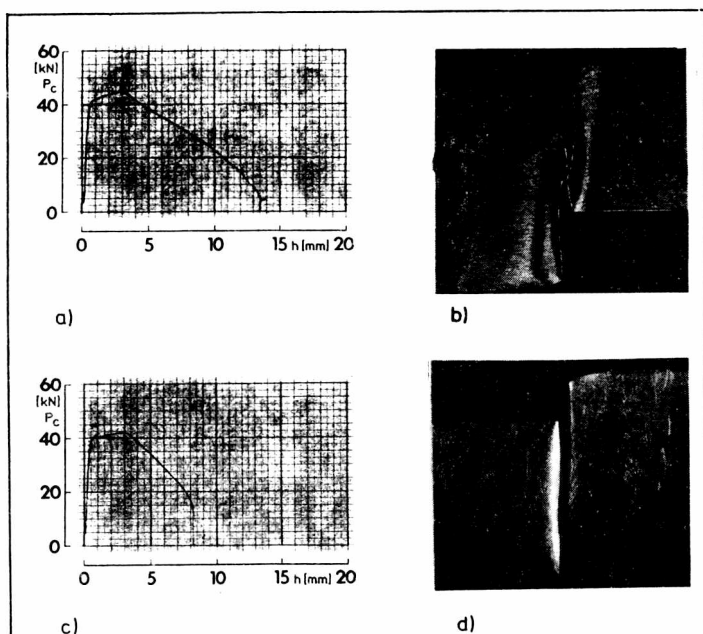
$$R_{e,t,r} = f(\sigma_r) \approx \text{const}, \quad \text{dla} \quad 0 < \sigma_r \leq 0,3 R_{e,t} \quad (6.4)$$

oraz

$$\frac{U_l}{H_0} = f(\sigma_r) \approx \text{const}, \quad \text{dla} \quad 0 < \sigma_r \leq 0,3 R_{e,t} \quad (6.5)$$

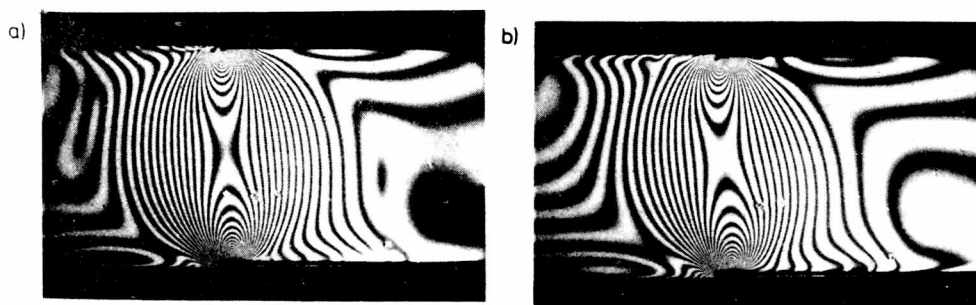
Elastooptyczne badania próbek wykonanych z żywicy epoksydowej, ścinanych przy podobnym stosunku siły rozciągającej do siły tnącej, wykazały natomiast brak zmian w kształcie izochrom (rys. 6.5) [14].

Oznacza to, że skuteczna wartość naprężeń rozciągających $\sigma_{r,skut.}$ leży w zakresie naprężeń sprężystych. Nie zmienia ona bowiem w istotny



Rys. 6.4. Porównanie przebiegów siły tnącej $P_c = f(h)$ i kształtu przełamów, uzyskanych podczas cięcia klasycznego oraz cięcia z rozciąganiem: a, b - cięcie klasyczne, c, d - cięcie z rozciąganiem ($\sigma_r = 93,6$ MPa). Stal 0,04% C, $\epsilon_g = 64\%$

Fig. 6.4. A comparison of shearing force $P_c = f(h)$ patterns and fracture shapes obtained at classic shearing and at shearing accompanied by tension: a, b - classic shearing; c, d - shearing at tension ($\sigma_r = 93.6$ MPa). Steel 0.04% C, $\epsilon_g = 64\%$



Rys. 6.5. Porównanie rozkładu izochrom, uzyskanego podczas cięcia próbek z żywicy epoksydowej: a - cięcie klasyczne, $P_c = 4700$ N, $P_r = 0$, $h = 0,5$ mm; b - cięcie z rozciąganiem, $P_c = 4640$ N, $P_r = 2000$ N, $h = 0,5$ mm

Fig. 6.5. A comparison of the distribution of isochromatic lines obtained at the shearing of test pieces made of epoxy resins: a - classic shearing, $P_c = 4700$ N, $P_r = 0$, $h = 0.5$ mm; b - shearing at tension, $P_c = 4640$ N, $P_r = 2000$ N, $h = 0.5$ mm

sposób przebiegu odkształceń zachodzących do momentu powstania mikroskopowych pasm ścinania włącznie. Wpływa natomiast na późniejszy przebieg samego pęknięcia. Pękaniu temu nie towarzyszą jednak nadmierne, poprzeczne przemieszczenia materiału (rys. 6.1, 6.2). Dalsze zwiększanie wartości σ_r jest również korzystne dla przebiegu pęknięcia [12].

Z przytoczonych faktów wynika, że:

a) pęknięcie wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania SBs zachodzi rzeczywiście pod wpływem sprężystych naprężeń rozciągających - niezależnie od sposobu ich generowania,

b) przyłożenie naprężeń rozciągających z zewnątrz sprawia, że pęknięcie materiału wzdłuż SBs wyprzedza rozwój nieciągłości i przemieszczanie materiału wzdłuż granic ziaren (rys. 6.1, 6.2); maleje przy tym wartość przemieszczeń towarzyszących pękaniu $U_{a,r}$ (rys. 6.3) oraz zmniejsza się wypukłość powierzchni przełomu (rys. 6.4).

Można zatem uważać, że został spełniony jeden ze sformułowanych wcześniej postulatów uniwersalności opracowanego modelu mechanizmu pęknięcia.

6.3.2. Analiza możliwości funkcjonowania rozważanego mechanizmu pęknięcia w warunkach rekrytalizacji dynamicznej

Niniejsze rozważania na temat rekrytalizacji mają jedynie charakter swoistej dygresji, poczynionej na kanwie dyskusji o możliwościach sterowania dekohezją przy poprzecznym ścinaniu metali. Dygresja ta wynika nie tyle z nakreślonych uprzednio ram niniejszego opracowania, o ile z możliwości dalszego uogólnienia proponowanego tu modelu mechanizmu pęknięcia. Istota wspomnianej propozycji sprowadza się bowiem do założenia, że podstawową przyczyną pęknięcia podczas rozważanego tu cięcia - jest obecność mikroskopowych pasm ścinania oraz ich czułość na poprzeczne rozciąganie (patrz rozdział 4).

Przyjęcie takiego założenia sprawia, że intuicyjny związek ewentualnego nie pęknięcia z rekrytalizacją (dynamiczną) jest prawie oczywisty. Oczywistość ta wynika między innymi z takiej, a nie innej kolejności ewentualnych zdarzeń [1], [2], [7], to jest:

- powstawania niejednorodności odkształcenia (pasm ścinania),
- rekrytalizacji w pasmach ścinania i zmian struktury, towarzyszących temu zjawisku [21], [22], [23], [24].

Niejednorodność odkształcenia - przejawiająca się powstaniem pasm ścinania - ułatwia bowiem homogeniczne zerodkowanie rekrytalizacji wewnątrz ziaren [4], [5]. Jest to następstwem określonych warunków, a przede wszystkim charakterystycznych właściwości strukturalnych samych pasm ścinania [1], [2], [4], [5], [19], [24]. Zmiany strukturalne, wywo-

lane rekryształizacją (dynamiczną), powinny więc przeciwdziałać pękaniu (patrz rozdział 6.2) - mimo wcześniejszego pojawienia się mikroskopowych pasm ścinania.

Potwierdzenie tego dałoby możliwość prawie bezpośredniego powiązania dotychczasowego dorobku naukowego na temat rekryształizacji - z zagadnieniem pękania plastycznego. Warto przy tym nadmienić, że powszechnie stosowany model pękania poprzez zarodkowanie i rozwój owalnych pustek nie daje podobnej możliwości.

Z punktu widzenia dekohezji sterowanej szczególnie interesujący jest przypadek rekryształizacji dynamicznej. Przez pojęcie rekryształizacji dynamicznej rozumie się na ogół zmiany strukturalne związane z tworzeniem się nowych ziaren i migracją granic ziaren podczas wysokotemperaturowego odkształcania metali i stopów [7], [23]. Rekryształizacja dynamiczna różni się tym od rekryształizacji statycznej, że rekryształizacja dynamiczna zachodzi w obecności zewnętrznych naprężeń uplastyczniających. Przebieg zmian strukturalnych zależy więc nie tylko od wielkości skalarnych, takich jak: temperatura, zgniot, warunki wstępnego odkształcenia, ale również od naprężenia. Naprężenie, jako wielkość wektorowa, wyznacza bowiem kierunek i siłę oddziaływania na pojedyncze dyslokacje - w procesie zdrowienia dynamicznego, prowadzącego do zarodkowania rekryształizacji. Ponadto, zewnętrzne naprężenie uplastyczniające przyspiesza znacznie przebieg rekryształizacji [29].

Zdrowienie dynamiczne ogranicza się do zmian strukturalnych, związanych z anihilacją dyslokacji oraz ich przegrupowaniem - prowadzącym do tworzenia się podziarnowej struktury dyslokacyjnej [7], [23].

Rekryształizacja dynamiczna eliminuje natomiast dyslokacje poprzez migrację granic ziaren. Zaczyna ona funkcjonować, gdy podstruktura dyslokacji staje się dostatecznie zagęszczona i niejednorodna do tego stopnia (w wyniku mniejszej intensywności zdrowienia dynamicznego), że nowe ziarna tworzą zarodki rekryształizacji [23], [28].

Obserwacje zmian strukturalnych, towarzyszących procesowi odkształcania w podwyższonych temperaturach oraz analiza kształtu charakterystyk odkształcenia, pozwoliły wyróżnić dwie grupy metali (tab. 6.3) [7], [23]:

- a) metale ulegające wyłącznie zdrowieniu dynamicznemu,
- b) metale ulegające rekryształizacji dynamicznej.

Podział ten jest często utożsamiany z różnymi wartościami energii błędu ułożenia EBU wyznaczanej w temperaturze pokojowej (tab. 6.3). W pracach [19], [3] wykazano jednak, że zmiana temperatury odkształcania może zmieniać drastycznie rozkład dyslokacji w odkształcanym materiale, co świadczy o dużym wpływie temperatury na wartość EBU. Dlatego też, coraz większe znaczenie przypisuje się interpretacji samych zmian

Przykłady metali i stopów podlegających różnym sposobom odnowy struktury w czasie odkształcania w podwyższonych temperaturach (dane orientacyjne)

Metale ulegające wyłącznie zdrowieniu dynamicznemu ¹⁾	Metale ulegające rekryształizacji dynamicznej ²⁾
Stopy ferrytyczne i żelazo α (w pewnym zakresie temperatur)	Żelazo γ
Aluminium i jego stopy	Stale węglowe i austenityczne
Cyrkon i jego stopy	Miedź i jej stopy
Tytan oraz metale trudno topliwe o sieci regularnej przestrzennie centrowanej	Srebro i jego stopy
	Cynk
	Magnez
1) Duża wartość energii błędu ułożenia EBU	
2) Niezbyt duża wartość energii błędu ułożenia EBU	

strukturalnych. Jednym z kryteriów rekryształizacji dynamicznej jest na przykład strukturalne kryterium występowania oscylacji naprężenia uplastyczniającego w warunkach rozrostu ($D_0 < 2D_s$) lub rozdrobnienia ziarna ($D_0 > 2D_s$), gdzie: D_0 oznacza wyjściową wielkość ziaren, a D_s po rekryształizacji dynamicznej [26], [27]. Kryterium to dotyczy przede wszystkim rekryształizacji przy granicach ziaren. Jego uniwersalność traci jednak na znaczeniu, jeżeli zarodkowanie rekryształizacji dynamicznej jest obserwowane nie tylko przy granicach ziaren, ale również wewnątrz ziaren. Występuje to wówczas, kiedy tworzą się pasma ścinania [4]. Wzrasta bowiem gęstość prawdopodobnych miejsc zarodkowania nowych ziaren. Zagadnienie to zostało przedyskutowane w pracy [7].

Jednym z rezultatów takich wnikliwych badań strukturalnych są również doniesienia o rekryształizacji dynamicznej, zachodzącej w czasie odkształcania na zimno [9].

Autora niniejszego opracowania zainteresował właśnie ten szczególny przypadek rekryształizacji dynamicznej, to jest związanej z odkształcaniem miedzi w temperaturze pokojowej. Rekryształizacja ta jest nazywana, przez autorów pracy [9], mikrorekryształizacją dynamiczną. Została ona omówiona szczegółowo w pracy [9] oraz nieco ogólniej w jednej z prac cytowanych w rozdziale 2 (pozycja [61], s. 35-43).

Rozważenie takiego przypadku rekryształizacji dynamicznej pozwoli (zdaniem autora) osiągnąć jednocześnie dwa cele niniejszego podrozdziału.

Po pierwsze pozwoli zweryfikować następny z wcześniej sformułowanych postulatów uniwersalności proponowanego tu modelu mechanizmu pęknięcia. W ten sposób podkreślonyby wymierne znaczenie rekryształizacji dyna-

micznej w zagadnieniach pękania przy dużych odkształceniach plastycznych.

Po drugie, co nie mniej istotne, umożliwi to obalenie lub podważenie pewnego mitu. Mowa tu o powszechnym przekonaniu, że jednoosiowe ściskanie cietego materiału może, a nawet powinno eliminować pęknięcie w procesie cięcia.

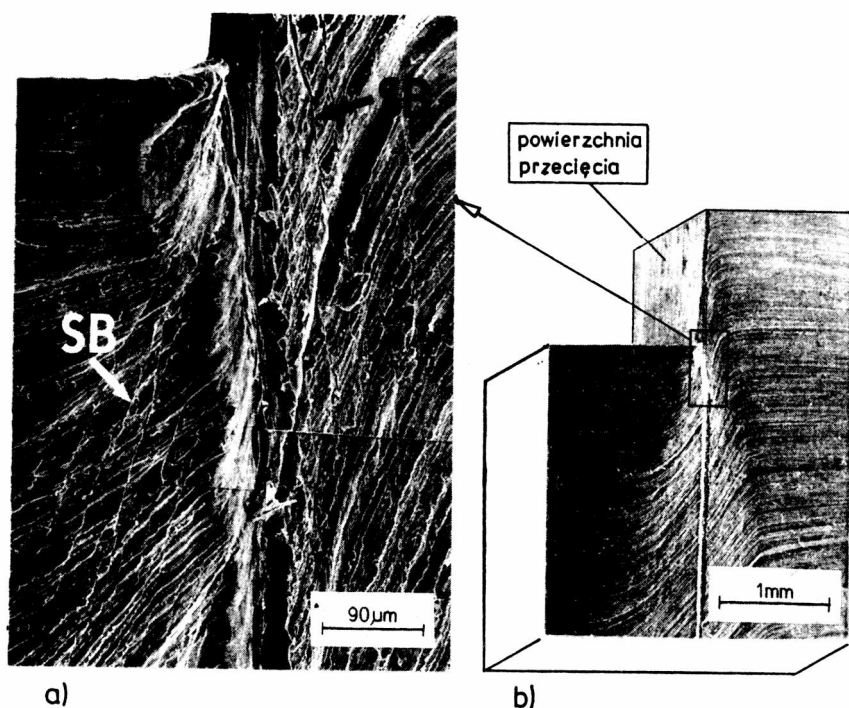
Wstępem do próby obalenia tego mitu będzie między innymi poniższa analiza, a kontynuacją następny z podrozdziałów.

W pracy [9] przedstawiono wyniki badań procesu odkształcania miedzi 99,3% w temperaturze 290 K. Z badań tych wynika, że struktura wspomnianej miedzi podlegała początkowo fragmentacji. Rozmiary tych fragmentów oszacowano na około 0,3 mikrometra. Proces fragmentacji nie kończył się jednak pękaniem, jak to było na przykład w przypadku molibdenu, lecz nieoczekiwaną mikrorekrytalizacją dynamiczną. Powstałe wcześniej fragmenty zanikały bowiem, a w ich miejscu powstawały mikroziarna o rozmiarze około 5 mikrometrów. W ten sposób - zamiast dalszego rozdrobnienia struktury oraz wzrostu gęstości dyslokacji lub pęknięcia - doszło do "oczyszczenia" metalu z defektów struktury. Dopiero dalsze odkształcanie tej miedzi prowadziło do ponownej fragmentacji uprzednio zrekrystalizowanej struktury, a następnie do pęknięcia. Wartość lokalnego odkształcenia oszacowano przy tym na ponad 4000%, a wielkość nowo utworzonych fragmentów na około 0,1 mikrometra ($0,1 \times 0,15 \mu\text{m}$). Obniżenie temperatury do 77 K lub jej podwyższenie do 500 K eliminowało opisany proces mikrorekrytalizacji dynamicznej (praca [61] - cytowana w rozdziale 2). W tej samej pracy podano przykład podobnej mikrorekrytalizacji dynamicznej, stwierdzonej w stali 1H18N9T, odkształcanej w temperaturze pokojowej.

Wskazuje to, że miedź cięta w temperaturze pokojowej nie powinna pękać, mimo ewentualnej lokalizacji odkształceń w pasmach ścinania. Istotnie, jak wykazały dalsze badania własne [14] - miedź M1E (cięta w temperaturze 293 K) nie pękała, mimo wcześniejszej lokalizacji odkształceń w mikroskopowych pasmach ścinania (rys. 6.6) oraz wyraźnego rozwoju strefy (MLO) makrolokalizacji odkształceń (rys. 6.7). Wynik taki uzyskano bez dodatkowego, jednoosiowego ściskania cietego materiału, chociaż ściskanie takie jest uważane powszechnie za prawie jedyny sposób eliminowania pęknięcia podczas cięcia (s. 67-72, w pracy [89] - cytowanej w rozdziale 3).

Zdaniem autora niniejszego opracowania ściskanie to należy uważać bardziej za czynnik umożliwiający zachowanie kształtu odcinanej części materiału (szczególnie krótkiej), niż za czynnik eliminujący pęknięcie (patrz podrozdział 6.4).

Analizowane tu niepęknięcie miedzi podczas cięcia w temperaturze po-



Rys. 6.6. Elektronografia (SEM) strefy MLO: a - widoczne pasma ścinania SBs, b - widoczna gładka powierzchnia przecięcia (brak przełomu). Miedź 99,90% Cu

Fig. 6.6. Electronography (SEM) of zone MLS: a - visible shearing bands SBs, b - visible smooth shearing surface (no fracture). Copper 99.90% Cu

kojowej można wyjaśnić mikrokryształizacją dynamiczną [9], a nie ścisaniem ciętego materiału.

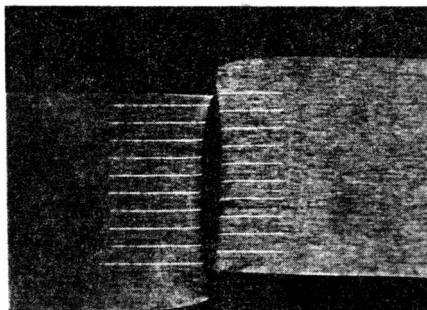
Co prawda autor pracy [8] nie stwierdził rekryształizacji dynamicznej w monokryształach miedzi walcowanej w temperaturach od 78 do 1173 K. Trzeba jednak stwierdzić, że stosowane przy tym odkształcenie (do około 50% gniotu) było znacznie mniejsze od osiąganego w pracy [9].

Całkowite odkształcenie postaciowe γ , zachodzące podczas poprzecznego ścinania badanej tu miedzi, można oszacować natomiast (zgodnie z pracą [1] - cytowaną w rozdziale 1) na około

$$\gamma_c = \frac{h}{b_{MLO}} = \frac{25}{1,9} = 13,16$$

gdzie: h - maksymalne przemieszczenie krawędzi tnącej, w mm,

b_{MLO} - największa szerokość strefy makroskopowej lokalizacji odkształceń (MLO), to znaczy określona w połowie wysokości tej strefy, w mm.



Rys. 6.7. Ogólny widok strefy (MLO) makroskopowej lokalizacji odkształceń w miedzi. Miedź 99,90% Cu
Fig. 6.7. A general view of zone MLS in copper. Copper 99.90% Cu

Odształcenie postaciowe, odpowiadające początkowemu rozwojowi makroskopowej lokalizacji odkształceń podczas cięcia (obliczone jak wyżej), wynosi przy tym

$$\gamma_1 = \frac{h_1}{b_{MLO}} = \frac{4}{1,9} = 2,1$$

Jest to więc odkształcenie charakterystyczne dla centralnej części strefy MLO. Odkształcenie zachodzące w centralnej części strefy MLO jest jednak na ogół około 4-5 razy mniejsze niż w pobliżu wierzchołków tej strefy [14]. Toteż, odkształcenie postaciowe w pobliżu wierzchołków początkowej strefy lokalizacji odkształceń można oszacować na około 4-5 razy większe

$$\gamma_{1, \text{wierzchołka}} = 2,1 \cdot 4(5) = 8,42(10,5).$$

Wynika z tego, że już na początku lokalizacji odkształceń makroskopowe odkształcenie postaciowe może osiągać znaczne wartości. Po przeliczeniu tych wartości na odkształcenia rzeczywiste ϵ daje to

- według Tresca-Mohra:

$$\epsilon = \frac{\gamma_{1, \text{wierzchołka}}}{1,5} = \frac{8,42(10,5)}{1,5} = 5,6(7)$$

- według Hubera-Misesa:

$$\epsilon = \frac{\gamma_{1, \text{wierzchołka}}}{\sqrt{3}} = \frac{8,42(10,5)}{1,732} = 4,86(6,06)$$

W podsumowaniu można stwierdzić, że realne jest spełnienie drugiego postulatu uniwersalności proponowanego tu modelu mechanizmu pękania. Wynikająca z tego możliwość interpretacji procesu cięcia, przebiegającego zarówno z udziałem, jak i bez udziału pękania, stanowi natomiast kolejne potwierdzenie słuszności podstawowego założenia tego modelu.

Jak wynika natomiast z tabeli 6.3, w przypadku cięcia żelaza armco nie można się spodziewać rekrytalizacji dynamicznej, a w każdym razie w temperaturze do około 873 K [18]. Toteż problem sterowania dekohezją tego materiału staje się niezwykle istotny. Zawodzi bowiem wiele znanych sposobów eliminowania pękania w tym materiale (patrz podrozdział 6.4). Właściwości żelaza armco okazały się dobre, zarówno z punktu widzenia możliwości doświadczalnej weryfikacji proponowanego tu modelu mechanizmu pękania, jak i sposobów sterowania pękaniem - wynikających z tego modelu.

6.4. Paradoxs dodatkowego, jednoosiowego ściskania ciętego materiału - w świetle opracowanego modelu mechanizmu pękania

W poprzednim podrozdziale przedyskutowano jedną z możliwości eliminowania pękania sugerowaną przez opracowany tu model mechanizmu pękania. Była to możliwość wynikająca ze zmniejszenia czułości pasm ścinania na poprzeczne rozciąganie. Stwierdzono przy tym, że efektywnym sposobem zmniejszania tej czułości może być rekrytalizacja dynamiczna. Ponadto, skutki rekrytalizacji (dynamicznej) przeciwstawiono domniemanym skutkom dodatkowego jednoosiowego ściskania ciętego materiału.

Nie szło przy tym o zupełne negowanie możliwości eliminowania pękania poprzez takie ściskanie - lecz bardziej o obalenie mitu, że jest to jedyny sposób eliminowania pękania podczas cięcia.

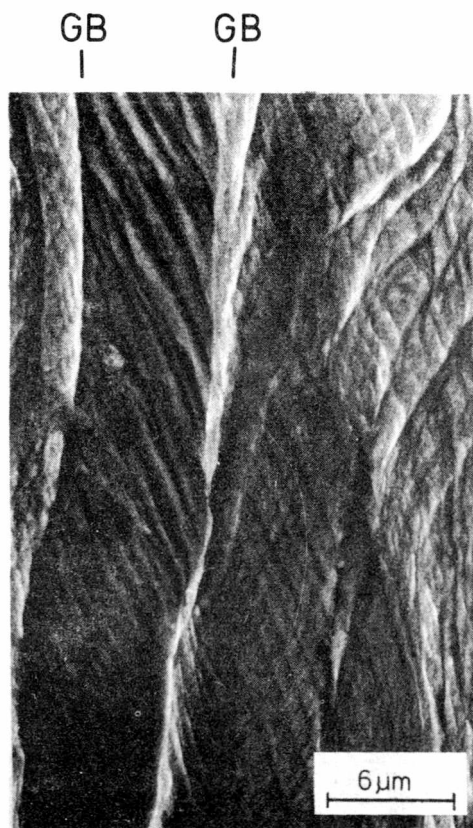
Ponadto, postawiono tezę, że metale nie podlegające rekrytalizacji dynamicznej powinny pękać, mimo jednoosiowego ściskania ciętego materiału (przynajmniej w zakresie praktycznie stosowanych wartości naprężeń ściskających).

Potwierdzenie słuszności podanej tezy wymaga jednak dowodu, na to, że pękanie podczas cięcia ze ściskaniem ma związek z mikroskopowymi pasmami ścinania. Ponadto należy przy tym wykluczyć wpływ innych czynników, na przykład drugiej fazy.

Dotychczasowe doniesienia na temat wielokrotnego pękania podczas cięcia ze ściskaniem dotyczą bowiem przede wszystkim prętów stalowych (Erbel i Straus [15] - praca cytowana w rozdz. 3). Podobny przypadek wielokrotnego pękania materiału podczas wykrawania odnotowany został przez Changa i przedyskutowany przez Atkinsa [1].

Należy przy tym nadmienić, że jednoosiowe rozciąganie ciętego materiału ($\sigma_r \approx 0,25 R_e$) było dostateczne dla rozwoju pęknięcia wzdłuż pasm ścinania (rys. 6.3), gdy tymczasem jednoosiowe naprężenie ściskające ($\sigma_s \leq -2R_e$) nie było w stanie zapobiec takiemu pękaniu. Rodzi się pytanie, dlaczego, skoro naprężenia ściskające przekraczały 8-krotną wartość naprężeń rozciągających.

Mechanizm wielokrotnego pęknięcia materiałów podczas cięcia z jednoosiowym ściskaniem nie został do dziś wyjaśniony. Pęknięcie takie jest przy tym uważane raczej za swoisty paradoks. Świadczy o tym fakt, że zamiast wyjaśnienia rzeczywistych przyczyn tego pęknięcia – ograniczono jedynie grupę materiałów, dla których wpływ takiego ściskania jest rzeko-



Rys. 6.8. Elektronografia (SEM) strefy MLO. Widoczne spłaszczenie ziaren spowodowane dodatkowym ściskaniem ciętego materiału ($\sigma_s = -312$ MPa) w kierunku prostopadłym do kierunku cięcia. Dłuższe boki ziaren ułożone równoległe do kierunku cięcia. Stal 0,04% C
 Fig. 6.8. Electronography (SEM) of zone MLS. Visible flattening of grains caused by additional compression of the sheared material ($\sigma_s = -312$ MPa) in the direction perpendicular to the direction of shearing. The longer sides of the grains are parallel to the direction of shearing. Steel 0.04% C

mo niezaprzeczalny. Do materiałów tych zalicza się przede wszystkim metale nieżelazne.

W świetle dyskusji przeprowadzonej w poprzednim podrozdziale nie jest to jednak aż tak oczywiste.

Założono więc, że powyższy paradoks (brak oczekiwanego efektu jednoosiowego ściskania ciętego materiału) można wyjaśnić obecnością pasm ścinania oraz brakiem skłonności do rekrytalizacji (dynamicznej). Oznacza to, że i w tym przypadku powinien funkcjonować mechanizm pękania – sugerowany w niniejszym opracowaniu (rozdz. 4 i 5). Wystarczy jedynie uwzględnić zmianę układu ziaren względem kierunku działania sił tnących.

Ściskanie ciętego materiału może bowiem doprowadzić do takiego ułożenia ziaren, względem naprężeń tnących, które sugeruje model pękania zaproponowany przez Erbla – dla skręcania z wszechstronnym ściskaniem



Rys. 6.9. Elektronografia (SEM) strefy MLO. Widoczny rozwój pękania w spłaszczonych ziarnach. Pękanie rozwija się wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania SBs, zorientowanych skośnie względem kierunku cięcia.

Stal 0,04% C, $\sigma_s = -312$ MPa

Fig. 6.9. Electronography (SEM) of zone MLS. Visible development of cracking in the flattened grains. The cracking develops along microscopic shearing bands SBs lying skew to the direction of shearing.

Steel 0.04% C, $\sigma_s = -312$ MPa

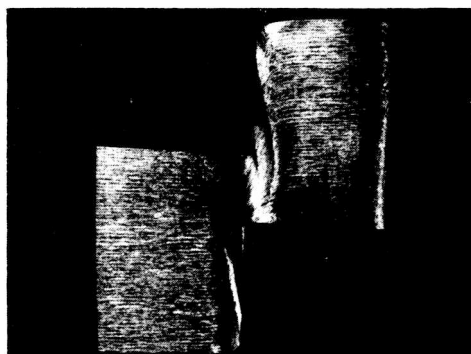
(rys. 2.10). Wspomniany model nie uwzględnia jednak pasm ścinania oraz specyfiki lokalizacji odkształceń przy poprzecznym ścinaniu metali.

Badania własne [12] prowadzono na materiale jednofazowym (żelazo armco) nie podlegającym rekrytalizacji dynamicznej w temperaturze pokojowej (tab. 6.3). Badania te potwierdziły sugerowaną możliwość wyjaśnienia pęknięcia podczas cięcia ze ściskaniem w ramach proponowanego tu modelu mechanizmu pęknięcia.

Jednoosiowe ściskanie ($\sigma_s \leq -2R_{e,t}$) ciętego żelaza armco prowadziło bowiem w pierwszej kolejności do znacznego spłaszczenia i wydłużania ziaren w kierunku działania siły tnącej P_c (rys. 6.8). Pęknięcie przebiegało natomiast wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania zorientowanych poprzeczno-skośnie względem wydłużonych granic ziaren i kierunku działania siły tnącej P_c (rys. 6.9). Poszczególne ziarna były przy tym ściskane (pękały) wskutek ich rozciągania przez naprężenia tnące, które działają podobnie jak w modelu Erbla (rys. 2.10).

Sumaryczną długość pojedynczych makropęknięć ograniczał natomiast zasięg (szerokość) strefy MLO. Dalszy rozwój pęknięcia stawał się bowiem niemożliwy ze względu na brak pasm ścinania poza obrębem strefy MLO.

Skośne ułożenie pęknięć (rys. 6.10) sprawiało, że przemieszczający się element tnący zagłębiał się ponownie w lity materiał tak długo, jak długo nie powstały warunki sprzyjające wznowieniu pęknięcia.



Rys. 6.10. Ogólny widok próbki ciętej ze ściskaniem (ścięcie niezupełne). Widoczny kierunek i długość pęknięć rozwijających się skośnie względem kierunku cięcia. Stal 0,04% C, $\sigma_s = -312$ MPa
 Fig. 6.10. A general view of the test piece sheared at compression (incomplete shearing). Visible direction and the length of cracks propagating skew to the direction of shearing. Steel 0.04% C, $\sigma_s = -312$ MPa

Istota omówionego przypadku pękania nie odbiega więc od istoty proponowanego tu modelu mechanizmu pękania. Pęknięcie zachodzi bowiem wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania narażonych na poprzeczne rozciąganie. Przypadek ten uwypukla jedynie sygnalizowaną wcześniej rolę silnie spłaszczonego ziarna, a szczególnie rolę jego granic. Obliguje ponadto do wnikliwego rozważania współzależności między kierunkiem rozwoju pasm ścinania oraz kształtem i ułożeniem ziarna w obrębie strefy MLO. Podczas cięcia ze ściskaniem obserwuje się bowiem podobny przebieg zjawisk jak w przypadku klasycznego cięcia (rozdz. 4 i 5). Różnica wynika natomiast ze zmiany ułożenia wydłużonych (spłaszczonych) ziaren oraz zmiany kierunku pasm ścinania – względem kierunku działania siły tnącej P_c .

Przy klasycznym schemacie cięcia wspomniane granice były ułożone skośnie względem kierunku działania siły tnącej P_c , a pasma ścinania quasi-równoległe do tego kierunku. Ściskanie ciętego materiału zmienia natomiast relacje na odwrotne. Granice ziaren układają się równoległe, a pasma ścinania skośnie. W wyniku tego pęknięcia rozwijające się w obrębie pojedynczych ziaren są skośne względem założonego kierunku cięcia. Nie mogą przez to połączyć się w jedno, magistralne pęknięcie – o kierunku zbliżonym do kierunku cięcia. Nie mogą również (jak już wspomniano) wychodzić poza obręb strefy MLO. Stąd obecność kilku pęknięć i kilku blyszczących pasków na powierzchni przecięcia.

Wynika z tego, że jednoosiowe ściskanie ciętego materiału nie stanowi skutecznego sposobu eliminowania pęknięcia. Jest natomiast bardzo prawdopodobne, że ewentualne niepęknięcie ciętego materiału będzie bardziej skutkiem rekrytalizacji (dynamicznej), niż jednoosiowego ściskania (patrz podrozdział 6.3.2).

Ewentualności takiej nie brano jednak wcześniej pod uwagę, ponieważ całe dotychczasowe rozważania na temat pęknięcia lub niepęknięcia – oparte były na modelu pęknięcia poprzez zarodkowanie i rozwój owalnych pustek. Model ten nie dopuszczał jednak (z założenia) wspomnianej ewentualności (rekrytalizacji dynamicznej). Nie uwzględniał też wiodącej roli pasm ścinania, ani obecności i specyfiki makroskopowego przebiegu lokalizacji odkształceń.

Wynika z tego, że zaproponowany model mechanizmu pęknięcia może posłużyć zarówno do wyjaśnienia niepęknięcia materiałów – mimo braku dodatkowego ściskania (podrozdział 6.2.3), jak i do wyjaśnienia pęknięcia – mimo stosowania dodatkowego ściskania materiału.

6.5. Inne aspekty dekohezji sterowanej związane z lokalizacją odkształceń w mikroskopowych pasmach ścinania

Jak wynika z poprzednich rozdziałów, uwzględnienie lokalizacji odkształceń przy poprzecznym ścinaniu metali pozwoliło wyjaśnić mechanizm pęknięcia - charakterystyczny dla tego procesu oraz określić możliwości sterowania tym pękaniem.

Nie rozwiązuje to jednak wszystkich problemów dekohezji sterowanej, ani nie wyczerpuje możliwości - wynikających z uwzględnienia lokalizacji odkształceń w tym procesie.

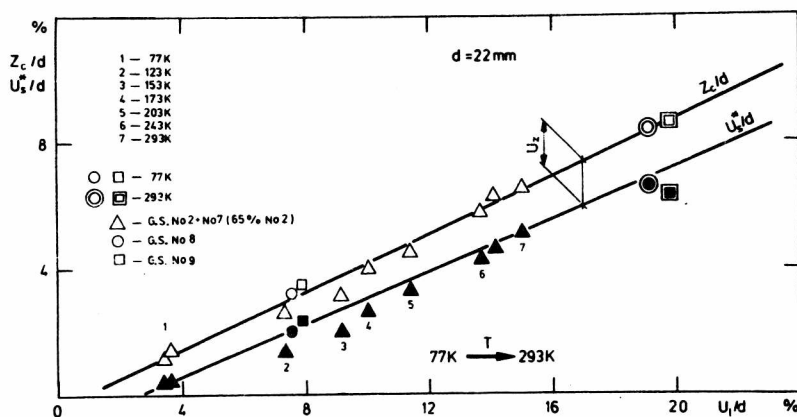
Wspomniane problemy dekohezji sterowanej można bowiem podzielić na dwie grupy, a to związane z:

a) osiąganiem założonego kształtu przełomu lub eliminowaniem pęknięcia,

b) minimalizacją zewnętrznych zniekształceń ciętego materiału.

Pierwszą grupę problemów w zasadzie już rozwiązano poprzez powiązanie ich z zaawansowanym stadium lokalizacji odkształceń.

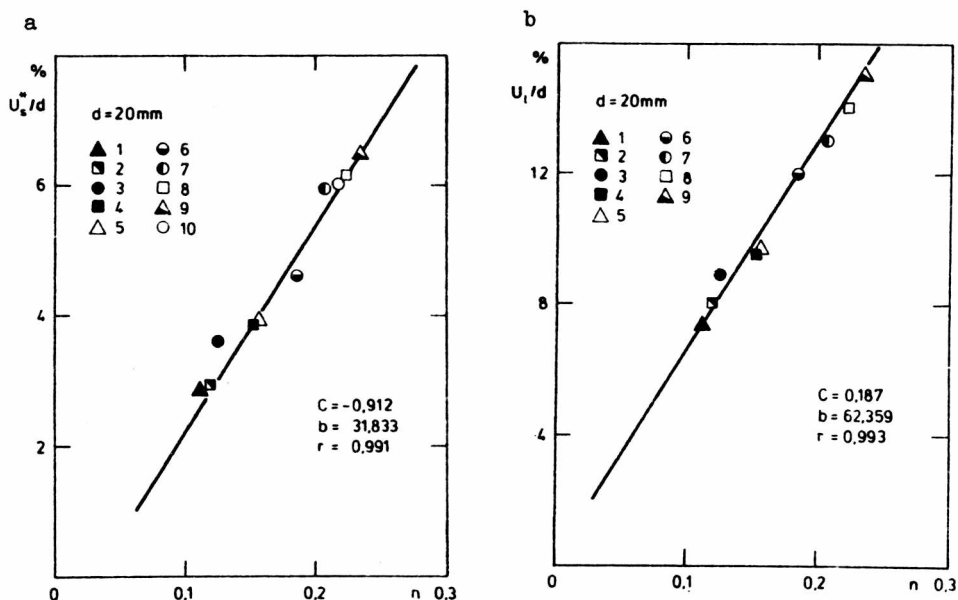
Druga grupa problemów jest natomiast możliwa do rozwiązania poprzez koncentrację uwagi wyłącznie na początkowym stadium lokalizacji odkształceń.



Rys. 6.11. Zależność przemieszczeń U_s^* i U_z od przemieszczenia U_1 . Zależność dotyczy względnych wartości tych przemieszczeń, wyrażonych w procentach: d - średnica ciętych próbek. Wartości stosowanych temperatur ($T = 77$ do 293 K) i wielkość ziaren badanej stali podano na rysunku.

Stal 0,09% C

Fig. 6.11. The relationship between dislocations U_s^* and U_z and dislocation U_1 . The relationship holds for relative values of the dislocations: d - diameter of the sheared test pieces. Values of the applied temperature ($T = 77$ to 293 K) and the grain size of the tested steel are given in the figure. Steel 0.09% C

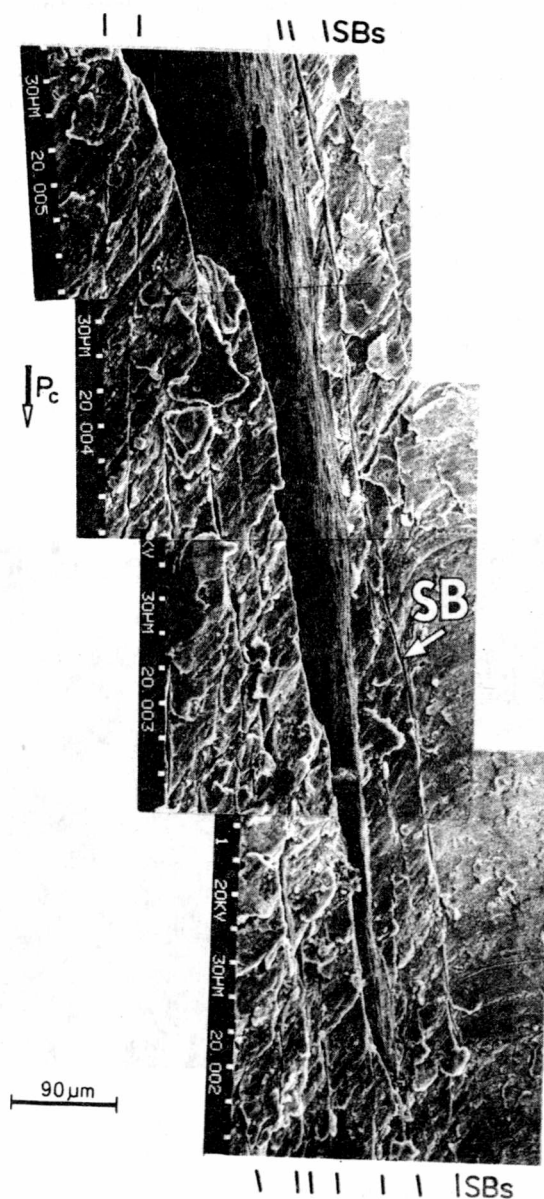


Rys. 6.12. Wpływ zdolności materiału do umocnienia odkształceniowego (wyrażonej wartością wykładnika n krzywej umocnienia) na: a) procentową wartość względnego przemieszczenia U_s swobodnej powierzchni ciętego materiału, b) procentową wartość względnego przemieszczenia U_l , granicznego ze względu na utratę plastycznej stateczności podczas cięcia. Temperatura cięcia 293 K. Materiał: 1 - hydronalium (2-2,8% Mg), 2 - stal do ulepszania (0,3% C; 0,8-1,1% Cr), 3 - stal węglowa (0,55% C), 4 - stal nierdzewna (0,3% C; 12-14% Cr), 5 - stal łożyskowa (0,95-1,1% C; 1,3-1,65% Cr), 6 - stal narzędziowa (1,4% C; 1,4% Cr), 7 - stal nierdzewna (0,12% C; 16-18% Cr), 8 - stal węglowa (0,07-0,14% C), 9 - mosiądz (36-38% Zn, 1-2% Pb), 10 - mosiądz (36-38% Zn), r - współczynnik korelacji

Fig. 6.12. The influence of the strain hardening ability of the material (expressed by the value of exponent n of the work-hardening curve) on: a) the percentage value of relative displacement U_s of the free surface of the sheared material; b) the percentage value of relative displacement U_l , boundary due to the loss of plastic stability during shearing. The temperature of shearing - 293 K. The material: 1 - hydronalium (2-2.8% Mg), 2 - steel for toughening (0.3% C; 0.8-1.1% Cr), 3 - carbon steel (0.55% C), 4 - stainless steel (0.3% C; 12-14% Cr), 5 - bearing steel (0.95-1.1% C; 1.3-1.65% Cr), 6 - tool steel (1.4% C; 1.4% Cr), 7 - stainless steel (0.12% C; 16-18% Cr), 8 - carbon steel (0.07-0.14% C), 9 - brass (36-38% Zn; 1-2% Pb), 10 - brass (36-38% Zn), r - correlation coefficient

Na rysunku 6.11 pokazano doświadczalne potwierdzenie tej sugestii. Rysunek 6.11 ilustruje bowiem przebieg zależności między względnym przemieszczeniem U_l/d granicznym ze względu na makrolokalizację odkształceń oraz maksymalną wartością względnego przemieszczenia U_s/d powierz-

chni swobodnej (patrz rys. 4.2). Jest to zależność liniowa zachodząca w dość szerokim zakresie analizowanych temperatur (77–293 K). Zależność tę można aproksymować równaniem



Rys. 6.13. Elektronografie (SEM) rozwoju pęknięcia w poprzecznie ścinanym hydronalium PA2. Widoczny rozwój pęknięcia wzdłuż pasm ścinania SBs

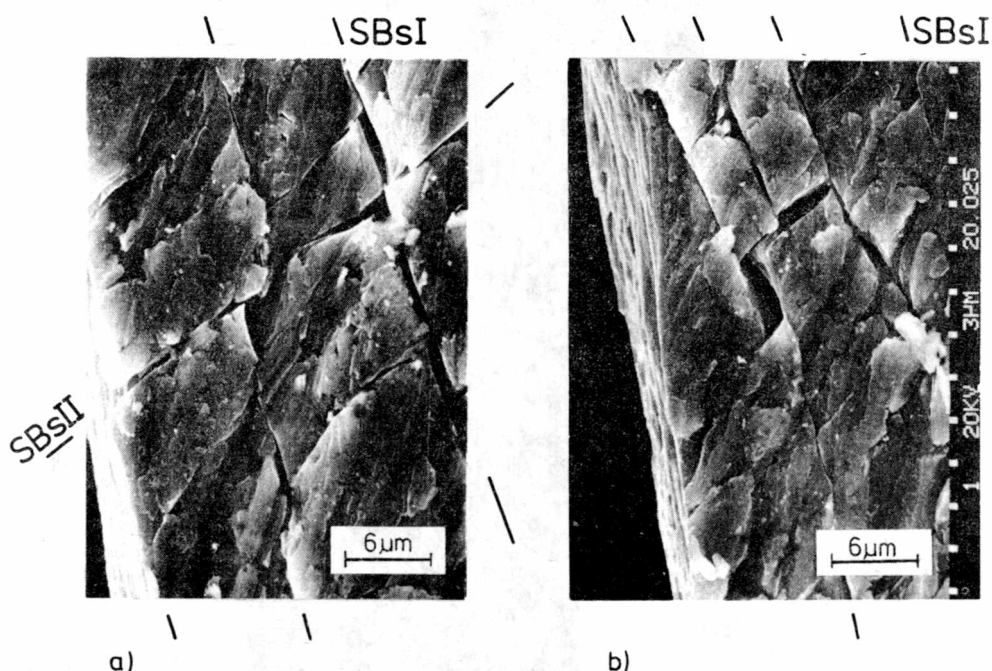
Fig. 6.13. Electronography (SEM) of the development of cracking in transversely sheared hydronalium PA2. Visible propagation of cracking along shearing bands SBs

$$\frac{U_s^*}{d} = -1,103 + 0,393 \frac{U_1}{d} [\%] \quad (6.6)$$

gdzie: d - średnica ciętego pręta.

Z zależności (6.6) wynika, że maksymalne przemieszczenie U_s^* powierzchni swobodnej jest proporcjonalne do przemieszczenia U_1 - granicznego ze względu na początek lokalizacji odkształceń w strefie MLO. Przemieszczenie U_s^* powierzchni swobodnej będzie więc tym mniejsze, im wcześniej wystąpi lokalizacja odkształceń (małe U_1). Z punktu widzenia dekohezji sterowanej, lokalizacja ta powinna pojawiać się jak najszybciej. Zmniejszenie przemieszczeń U_s^* jest bowiem równoznaczne ze zmniejszeniem zewnętrznych zniekształceń ciętego materiału, ponieważ przemieszczenie U_z powierzchni przenoszącej nacisk elementu tnącego można pominąć (rys. 6.11).

Jak wynika z rysunku 6.11, względne przemieszczenie U_z/d jest stosunkowo małe i prawie niezmiennie w całym analizowanym zakresie temperatur.



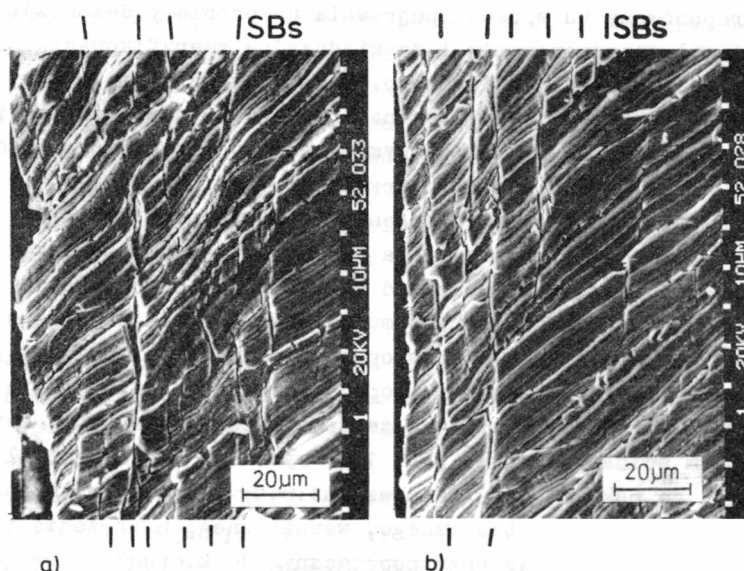
Rys. 6.14. Szczegóły z rysunku 6.13. Widoczny związek pęknięcia z rozwojem przemieszczeń materiału wzdłuż dwóch rodzin pasm ścinania (poprzecznych względem siebie). Elektronografia (SEM)
 Fig. 6.14. Details from figure 6.13. Visible relationship between cracking and the development of material dislocations along two families of shearing bands (crosswise to each other). SEM electronography

Najistotniejsze przy tym jest jednak to, że uwzględnienie lokalizacji odkształceń przy poprzecznym ścinaniu metali umożliwia bezpośrednie powiązanie przemieszczeń U_s^* ze zdolnością materiału do umocnienia odkształceniowego. Oznacza to, że do przewidywania rozwoju tych przemieszczeń oraz do oszacowania ich maksymalnej wartości i wyboru sposobu jej minimalizacji wystarczy operowanie wartością wykładnika n krzywej umocnienia. Wykładnik ten może być natomiast określony w standardowej próbie rozciągania bez potrzeby realizacji procesu cięcia.

Na rysunku 6.12a pokazano zależność pomiędzy wykładnikiem n krzywej umocnienia (określonym w próbie rozciągania) a maksymalną wartością względnego przemieszczenia U_s^*/d powierzchni swobodnej – określonym przy poprzecznym ścinaniu. Jest to zależność liniowa. Można ją aproksymować następującym równaniem:

$$\frac{U_s^*}{d} = -0,912 + 31,833 n, [\%] \quad (6.7)$$

Z zależności tej wynika, że im mniejsza jest wartość wykładnika n (im mniejsza zdolność materiału do umocnienia odkształceniowego), tym mniejsze jest przemieszczenie U_s^* powierzchni swobodnej.



Rys. 6.15. Elektronografia (SEM) rozwoju pęknięcia w stali 55. Widoczne pasma ścinania SBs i równoległa do nich krawędź powierzchni przełomu (rys. a i b) oraz przypadki poprzecznego przemieszczania materiału względem pasma ścinania (rys. a)
 Fig. 6.15. Electronography (SEM) of the propagation of cracking in steel 55. Visible shearing bands SBs and, parallel to them, the edge of the fracture surface (figs a and b) and the cases of lateral dislocation of material relative to the shearing band (fig. a)

Można stwierdzić, że zaproponowany tu sposób jednoczesnego uwzględnienia początku i zaawansowanego rozwoju lokalizacji odkształceń przy poprzecznym ścinaniu metali stwarza nie tylko możliwość wyjaśnienia mechanizmu pękania, ale również kompleksowego rozwiązywania najistotniejszych problemów dekohezji sterowanej, takich jak:

- minimalizacja przemieszczeń powierzchni swobodnej,
- osiąganie założonego kształtu przełomu,
- eliminowanie pękania poślizgowego.

Należy przy tym nadmienić, że wyniki badań (przytoczone na rysunkach 6.12a i 6.12b) dotyczą 10 różnych materiałów, a sugerowany mechanizm pękania stwierdzono również i w tej grupie materiałów [14]. Na rysunkach 6.13 do 6.15 pokazano przykłady pękania potwierdzające sugerowany mechanizm pękania w hydronalium (rys. 6.13 i 6.14) oraz stali 55 (rys. 6.15).

7. PODSUMOWANIE

Zaproponowany tu sposób spojrzenia na problemy dekohezji sterowanej umożliwił zaproponowanie i doświadczalne zweryfikowanie nowego modelu mechanizmu pękania poślizgowego. Model ten wyjaśnia między innymi istotę pękania przy poprzecznym ścinaniu metali - począwszy od zarodkowania, a skończywszy na makroskopowym przebiegu pękania oraz budowie i kształcie powstających przy tym przełomów (rys. 4.6, 4.7, 4.8 i 4.9). Ułatwia on przez to zrozumienie genezy esopodobnego kształtu analizowanej grupy przełomów oraz umożliwia opracowanie ogólnych zasad sterowania pękaniem poślizgowym lub zasad eliminowania tego pękania.

Istota sugerowanego mechanizmu pękania została tu sprowadzona do lokalizacji odkształceń w mikroskopowych pasmach ścinania, a szczególnie do wrażliwości tych pasm na poprzeczne rozciąganie. Idzie przy tym o wrażliwość, która może wynikać ze specyficznej struktury materiału w obrębie pasm ścinania (patrz tab. 1.1, rys. 4.5 oraz rozdział 4.3.2). Oznacza to, że pękanie materiału wzdłuż pasm ścinania może zachodzić dopiero po wytworzeniu dostatecznego, wewnętrznego naprężenia rozciągającego - działającego w kierunku poprzecznym do kierunku rozwoju pasma ścinania.

Działanie omawianego mechanizmu pękania jest przy tym ściśle związane z zasięgiem strefy (MLO) makroskopowej lokalizacji odkształceń. W przypadku poprzecznego ścinania metali strefa taka powstaje po utracie stateczności siły tnącej ($dP_c = 0$) - rys. 4.1, 4.2 i 4.3. Powstanie i dalszy rozwój strefy MLO wynika natomiast z intensywnego rozwoju lokalizacji odkształceń w pasmach ścinania (rys. 4.4).

Makroskopowy przebieg pęknięcia i kształt powstającego przełomu został natomiast uzależniony od kształtu granic strefy MLO oraz od intensywności zmian szerokości tej strefy (rys. 4.6). Uzależnienie to ma bezpośredni związek ze zmianami struktury metalu - towarzyszącymi dużym odkształceniom plastycznym, które zachodzą w obrębie strefy MLO (rys. 4.3). Idzie przy tym o takie elementy struktury, jak:

- pasma ścinania, rozwijające się w obrębie pojedynczych ziaren odkształcanego metalu,
- kształt i ułożenie ziaren oraz ich granice (szczególnie te granice, których stan ulega zmianie ze wzrostem odkształcenia).

Przebieg pęknięcia powiązano jednocześnie ze sposobem generowania wewnętrznych naprężeń rozciągających. Naprężenia takie mogą być generowane zarówno w naturalny, jak i sztuczny sposób. Pierwszy z tych sposobów wynika z ewentualnych interakcji pasm ścinania ze sobą oraz pasm ścinania z granicami ziaren. Drugi sposób wymaga natomiast stosowania dodatkowego obciążenia zewnętrznego, to jest innego niż działanie samych sił tnących.

Powiązanie istoty pęknięcia poślizgowego z wrażliwością pasm ścinania na poprzeczne rozciąganie stwarza ponadto możliwość świadomego zapobiegania rozwojowi tego pęknięcia. Zapobieganie takie może bowiem polegać na zmniejszaniu wrażliwości pasm ścinania na poprzeczne rozciąganie. Wystarczy do tego na przykład przebudowa struktury pasm ścinania w wyniku rekrytalizacji (dynamicznej). Ponadto, rekrytalizacja materiału w obrębie granic ziaren może obniżyć w istotny sposób poziom wartości wewnętrznych naprężeń rozciągających - jakie mogłyby powstać w przypadku niezakłóconej interakcji pasm ścinania z granicami ziaren (patrz rozdział 6.3.2).

Prezentowane tu podejście do mechanizmu pęknięcia poślizgowego sprawia, że możliwość sterowania pęknięciem poślizgowym oraz możliwość eliminowania tego pęknięcia - wynika bezpośrednio z istoty i konsekwencji tylko jednego zjawiska. Zjawiskiem tym jest lokalizacja odkształceń w pasmach ścinania.

Najogólniej rzecz biorąc, sterowanie pęknięciem przy poprzecznym ścinaniu metali może polegać przy tym na:

- przyspieszaniu lub opóźnianiu lokalizacji odkształceń w pasmach ścinania,
- zmianie położenia strefy (MLO) makroskopowej lokalizacji odkształceń (względem zewnętrznych powierzchni ciętego materiału),
- doborze sposobu generowania wewnętrznych naprężeń rozciągających,
- zmianie wrażliwości pasm ścinania na poprzeczne rozciąganie.

Przeprowadzone badania rozwoju i skutków lokalizacji odkształceń podczas klasycznego i bardziej złożonych przypadków poprzecznego ścina-

nia żelaza armco oraz innych materiałów (stal, hydronalium, miedź) pozwoliły stwierdzić, że jest możliwe działanie sugerowanego mechanizmu pęknięcia. Wyniki wspomnianych badań oraz badań przeprowadzonych w nieco węższym zakresie na 10 innych materiałach umożliwiają sformułowanie następujących wniosków szczegółowych:

1. Mikroskopowy i makroskopowy przebieg pęknięcia jest ściśle związany z lokalizacją odkształceń w pasmach ścinania i makroskopowym zasięgiem tej lokalizacji.

2. Odkształcenia U_1/d graniczne ze względu na początek makrolokalizacji odkształceń i odpowiadającą mu niestateczność siły tnącej ($dP_c = 0$) – rys. 4.1 zależą od zdolności materiału do umocnienia odkształceniowego. Wzrost tej zdolności (większy wykładnik potęgowy n) powoduje zwiększenie wspomnianego odkształcenia granicznego (rys. 6.12b) i "opóźnienie" lokalizacji odkształceń.

3. Pęknięcie materiału podczas poprzecznego ścinania metali zachodzi wzdłuż pasm ścinania (rys. 5.12, 5.13, 5.14, 5.16, 6.2, 6.9, 6.13, 6.14, 6.15), a do rozwoju tego pęknięcia są niezbędne wewnętrzne naprężenia rozciągające – działające w kierunku poprzecznym do kierunku rozwoju pasm ścinania. Naturalny sposób generowania takich naprężeń jest związany z przemieszczaniem się materiału w kierunku poprzecznym do pasm ścinania. Przemieszczanie to może zachodzić wzdłuż innej rodziny pasm ścinania (rys. 5.16) lub wzdłuż zdefektowanych granic ziaren (rys. 5.10, 5.13, 5.14). Sztuczne generowanie wewnętrznych naprężeń rozciągających jest równie skuteczne, jak naturalne generowanie takich naprężeń. Pęknięcie materiału wzdłuż pasm ścinania zachodzi jednak wówczas przy znacznie mniejszych przemieszczeniach poprzecznych (wzdłuż granic ziaren – rys. 6.2), niż w przypadku naturalnego generowania naprężeń rozciągających.

4. Mikroskopowa budowa powierzchni przełomów stanowi odzwierciedlenie przebiegu pęknięcia wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania i jest związana z kształtem ziaren przecinanych przez te pasma oraz stanem granic oddzielających poszczególne ziarna. Zarys tak zwanych "języczków" (rys. 5.17) oraz efekt ich nakładania się na siebie jest przy tym potęgowany przez przygraniczne nieciągłości materiału (rys. 5.18, 5.19) oraz przemieszczanie się materiału wzdłuż tych nieciągłości.

5. Usytuowanie powierzchni przełomu – względem zewnętrznych powierzchni ciętego materiału – jest związane z położeniem strefy MLO (względem tych powierzchni) i zależy od geometrii elementów tnących. Wierchołki soczewkowatej strefy MLO – wyznaczające wzdłużną oś strefy MLO – leżą przy tym w płaszczyźnie przechodzącej przez krawędzie elementów tnących (rys. 5.6).

6. Kształt powierzchni przełomu zależy przede wszystkim od skłonności ciętego materiału od pęknięcia wzdłuż granic ziaren, to jest pęknięcia,

które może zachodzić w wyniku interakcji pasm ścinania z granicami ziaren, objętymi zasięgiem strefy MLO (rys. 5.14). Pękanie takie sprawia, że wzdłuż granic silnie spłaszczonych ziaren powstają rozległe nieciągłości materiału - utworzone z arkuszowo ułożonych mikropęknięć (rys. 5.10, 5.14). Poprzeczno-skośne ułożenie tych nieciągłości względem kierunku rozwoju pasm ścinania i kierunku działania siły tnącej sprawia, że cięty materiał usiłuje przemieszczać się wzdłuż nieciągłości. Powstające przy tym wewnętrzne naprężenia rozwierające powodują rozwieranie (pękanie) ciętego materiału, przede wszystkim wzdłuż pasm ścinania - znajdujących się na pograniczu strefy MLO i materiału nie objętego lokalizacją odkształceń w pasmach ścinania (rys. 5.8). Wklęsła część powstającej w ten sposób powierzchni przełomu przyjmuje przez to kształt zbliżony do zarysu strefy MLO. Natomiast kształt wypukłej części powierzchni przełomu zależy od intensywności przemieszczeń materiału wzdłuż poszczególnych zdefektowanych granic ziaren. W ten sposób powstają dwa przeciwległe makropęknięcia, których rozwój rozpoczyna się w pobliżu wierzchołków soczewkowatej strefy MLO (rys. 4.6, 5.8). Makropęknięcia te łączą się następnie ze sobą, co wiąże się ze zmianą kierunku i mechanizmu pękania oraz utworzeniem powierzchni przełomu o esopodobnym kształcie. W czasie łączenia się przeciwległych makropęknięć dominuje rozwój pękania wzdłuż zdefektowanych granic ziaren (rys. 5.11).

7. Przeciwdziałanie nadmiernej esowości powierzchni przełomu powinno polegać przede wszystkim na ograniczaniu skłonności materiału do pękania wzdłuż granic ziaren i zapobieganiu przemieszczaniu się materiału wzdłuż granic ziaren (wzdłuż nieciągłości).

8. Zapobieganie rozwojowi pękania wzdłuż pasm ścinania można natomiast powiązać z przebudową struktury materiału w obrębie pasm ścinania. Skutecznym sposobem takiej przebudowy może być rekrytalizacja (dynamiczna) - patrz rozdział 6.3.2.

9. Inne sposoby zapobiegania rozwojowi pękania wzdłuż pasm ścinania - zakładające na przykład redukcję wewnętrznych naprężeń rozciągających poprzez mechaniczne oddziaływanie dodatkowym polem siłowym (rozdział 6.4) - są mniej skuteczne. Skuteczność takiego oddziaływania zależy bowiem w znacznej mierze od towarzyszących mu dodatkowych zmian struktury materiału w obrębie strefy MLO. Na przykład: dodatkowe, jednoosiowe ściskanie ciętego materiału naprężeniami $\sigma_s \leq |-2R_e|$ zmienia kształt i ułożenie ziaren w obrębie strefy MLO oraz kierunek rozwoju pasm ścinania. Dłuższe granice spłaszczonych ziaren układają się bowiem równolegle do kierunku działania siły tnącej, a pasma ścinania skośnie do tego kierunku (rys. 6.8, 6.9). Takie ułożenie pasm ścinania sprawia, że dodatkowe ściskanie ciętego materiału nie eliminuje pękania wzdłuż pasm ścinania. Pękanie rozwija się natomiast wzdłuż pasm ścinania - pod

wpływem przemieszczeń wywołanych działającymi siłami tnącymi. Powstaje przy tym kilka kolejnych (poprzeczno-skośnych) pęknięć, kończących się na granicy strefy MLO (rys. 6.10).

10. Dodatkowe jednoosiowe rozciąganie ciętego materiału naprężeniem $\sigma_r \geq 0,25 R_e$ ułatwia (rys. 6.2) i przyspiesza (rys. 6.3, 6.4) rozwój pęknięcia wzdłuż pasm ścinania (maleją odkształcenia towarzyszące pękaniu, U_{af}/H_0). Kształt i ułożenie ziaren w obrębie strefy MLO nie ulega przy tym istotnej zmianie (rys. 6.2). Nie zmienia się również kierunek rozwoju pasm ścinania. Maleje natomiast skłonność materiału do pęknięcia wzdłuż granic ziaren, co sprawia, że kształt przełomu nie zależy w istotny sposób od zarysu strefy MLO. Makropęknięcie przebiega bowiem wewnątrz strefy MLO.

Uwzględnienie struktury silnie odkształcanego metalu oraz wykazania jej związku z mechanizmem pęknięcia poślizgowego oraz budową i kształtem analizowanych tu przełomów sprawia, że opracowany model mechanizmu pęknięcia stanowi alternatywę dla:

- a) modeli pęknięcia bazujących na płaskim spiętrzeniu dyslokacji (tab. 2.1, rys. 3.4),
- b) modeli pęknięcia poprzez zarodkowanie i rozwój owalnych pustek (rys. 2.9b).

Uzyskane natomiast wyniki badań mogą stanowić podstawę:

- a) weryfikacji dotychczasowych poglądów na mechanizm pęknięcia poślizgowego i sposób interpretacji fraktografii tych przełomów,
- b) projektowania nowych materiałoozczędnych i energooszczędnych technologii dokładnego cięcia materiałów metodami dekohezji sterowanej; uwzględnienie specyfiki lokalizacji odkształceń przy poprzecznym ścinaniu metali umożliwia bowiem nie tylko sterowanie pękaniem, ale również minimalizację deformacji kształtu ciętego materiału (rys. 6.12a).

LITERATURA

Do rozdziału 1

- [1] ALEXANDER J. M., On problems of plastic flow of metals, [w:] Plasticity today - modelling, methods and applications, Ed. Sawczuk A. Bianchi G., Elsevier, London - New York 1985, s. 683-714.
- [2] BLICHARSKI M., GORCZYCA S., Structural inhomogeneity of deformed austenitic stainless steel, Metal Science, 1978, 7, s. 303-312.
- [3] BLICHARSKI M., Zdrowienie i rekrytalizacja, Hutnik, 1980, 1, s. 1-23A.
- [4] BLICHARSKI M., Structure of deformed ferrite-austenite stainless steel, Metal Science, 18, 1984, 2, s. 92-98.
- [5] BLICHARSKI M., Odształcanie i rekrytalizacja kwasoodpornej stali ferrytyczno-austenitycznej, Hutnik, 1984, 7-8, s. 258-266.
- [6] BROWN K., Role of deformation and shear banding in the stability of the rolling textures of aluminium and Al-0,8% Mg alloy, Journal of the Institute of Metals, 100, 1972, 12, s. 341-345.
- [7] CANOVA G. R., KOCKS U. F., STOUT M. G., On the origin of shear bands in textured polycrystals, Scripta Metallurgica, 18, 1984, 5, s. 437-442.
- [8] CHANDRA-HOLM H., EMBURY J. D., The development of substructure in aluminium and aluminium alloys, [w:] Yield, flow and fracture of polycrystals, Edited by Baker T. M., Applied Science Publishers, London - New York, 1983, s. 273-310.
- [9] DEVE H., HARREN S., McCULLOUGH C., ASARO R. J., Micro and macroscopic aspects of shear band formation in internally nitrided single crystals of Fe-Ti-Mn alloys, Acta Metallurgica, 36, 1988, 2, s. 341-365.
- [10] DILLAMORE I. L., ROBERTS J. G., BUSH A. C., Occurrence of shear bands in heavily rolled cubic metals, Metal Science, 13, 1979, 2, s. 73-77.
- [11] DINGLEY D. J., POND R. C., On the interaction of crystal dislocations with grain boundaries, Acta Metallurgica, 27, 1979, 4, s. 667-682.
- [12] DUGGAN B. J., HATHERLY M., HUTCHINSON W. B., WAKEFIELD P. T., Deformation structures and textures in cold-rolled 70:30 brass, Metal Science, 12, 1978, 8, s. 343-351.
- [13] DYMEK S., BLICHARSKI M., Rekrytalizacja żelaza armco, Hutnik 1982, 10, s. 157-161.
- [14] DYMEK S., BLICHARSKI M., The structure of transition in ferritic stainless steels, Scripta Metallurgica, 18, 1984, 1, s. 99-104.
- [15] DYMEK S., BLICHARSKI M., Structural inhomogeneities in plastically deformed ferritic stainless steel, Archiwum Hutnictwa, 29, 1984, 2, s. 247-262.

- [16] EMBURY J. D., KORBEL A., RAGHUNATHAN V. S., RYŚ J., Shear band formation in cold rolled Cu - 6% Al single crystals, *Acta Metallurgica*, 32, 1984, 11, s. 1883-1894.
- [17] FRESSENGEAS C., MOLINARI A., Inertia and thermal effects on the localization of plastic flow, *Acta Metallurgica*, 32, 1985, 3, s. 387-396.
- [18] GORCZYCA S., DYMEK S., RYŚ J., Nomenclature for structural heterogeneities produced by the deformation of metals, *Archiwum Hutnictwa*, 31, 1986, 1, s. 23-32.
- [19] GREBE H. A., PAK H. R., MEYERS M. A., Adiabatic shear localization in titanium and Ti-6 Oct Al-4 Pct V alloy, *Metallurgical Transactions*, 16A, 1985, 5, s. 761-775.
- [20] GREWEN J., NODA T., SAUER D., Elektronenmikroskopische Untersuchungen an Scherbändern, *Z. Metallkde. Bd. 63*, 1977, H4, s. 260-265.
- [21] GULAEV V. P., KOSELEV F. F., LYGLAEV A. V., Perspektivnye metody issledovaniya chрупkogo razrušeniya metallov, *Izd. Nauka, Novosibirsk*, 1977, s. 126.
- [22] HATHERLY M., MALIN A. S., Shear bands in deformed metals, *Scripta Metallurgica*, 18, 1984, 5, s. 449-454.
- [23] HERTZBERG R. W., Deformation and fracture mechanics of engineering materials, John Wiley and Sons, New York, 1983, s. 105-131.
- [24] HUTCHINSON J. W., Introduction to the viewpoint set on shear bands, *Scripta Metallurgica*, 18, 1984, 5, s. 421-422.
- [25] JASIEŃSKI Z., Le Maclage Associe a la Rupture des Monocristaux de Cuivre, *Proc. 4th Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys*, Nancy 30.08-3.09, vol. 1, 1976, s. 76-84.
- [26] JASIEŃSKI Z., PIĄTKOWSKI A., Heterogeneities de Deformation Dans les Monocristaux de Cuivre et d'Aluminium au Cours de la Traction, *Archiwum Hutnictwa*, 25, 1980, 3, s. 295-323.
- [27] JASIEŃSKI Z., Mechaniczne i strukturalne skutki niejednorodności odkształcenia w metalach o sieci Al, *Archiwum Hutnictwa*, 28, 1983, 4, s. 583-600.
- [28] JASIEŃSKI Z., PIĄTKOWSKI A., Warunki inicjacji makroskopowych pasm ścinania w monokryształach o sieci R.S.C., *Materiały XI Zebrania Sprawozdawczego 1984-1987 (cz. II)*, PAN - Wydział IV - KM, Kozubnik, październik 1987, s. 21-24.
- [29] JASIEŃSKI Z., KUŚNIERZ J., FENELLE R., Makroskopowe pasma ścinania w blachach AlMg2 odkształcanych w warunkach płaskiego stanu naprężenia, *Materiały XI Zebrania Sprawozdawczego 1984-1987 (cz. II)*, PAN - Wydział IV - KM, Kozubnik, październik 1987, s. 25-28.
- [30] KAČANOV L. M., *Osnovy mechaniki razrušeniya*, Nauka, Moskva 1974, s. 311.
- [31] KNOTT J. F., *Fundamentals of fracture mechanics*, London 1973 (tłum. ros.), s. 236.
- [32] KOCAŃDA S., MALKIEWICZ B., Niektóre zjawiska zmęczeniowe w żelazie w świetle obserwacji elektronooptycznych, *Biuletyn WAT*, 1961, 11/12, s. 16-27.
- [33] KOCAŃDA S., O ekstruzjach i intruzjach oraz innych zjawiskach zmieniających mikronierówność powierzchni przy obciążeniach zmiennych, *Biuletyn WAT*, 1962, 9/10, s. 13-18.
- [34] KOCAŃDA S., O niektórych procesach w strukturze zmiennie obciążonych elementów z żelaza Armko w zakresie ograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej, *Biuletyn WAT*, 1963, 1, s. 29-46.

- [35] KOCANDA S., O strukturze tzw. trwałych pasm poślizgu w obszarze poniżej praktycznie określonej wytrzymałości zmęczeniowej, *Biuletyn WAT*, 1963, 2, s. 25-37.
- [36] KOCANDA S., O pewnej metodzie badań zjawisk zmęczeniowych w żelazie Armko, *Biuletyn WAT*, 1969, 8, s. 85-88.
- [37] KOCANDA S., KOZUBOWSKI J., FATEJ T., Badanie zmian zmęczeniowych w żelazie Armko za pomocą odparowania powierzchni próbek, *Biuletyn WAT*, 1969, 9, s. 67-73.
- [38] KOCANDA S., KOZUBOWSKI J., O ujawnianiu blokowej struktury zmęczeniowych pasm poślizgu, *Biuletyn WAT*, 1970, 3, s. 65-68.
- [39] KOCANDA S., Zmęczeniowe zniszczenie metali, WNT, Warszawa 1972, s. 313.
- [40] KOCANDA S., KOZUBOWSKI J., SADOWSKI J., O zmęczeniowym pękaniu w polikrystalicznym cynku, *Biuletyn WAT*, 1976, 12, s. 41-53.
- [41] KOCANDA S., Zmęczeniowe zniszczenie metali (wyd. II), WNT, Warszawa 1978, s. 442.
- [42] KORBEL A., DYBIEC H., FARELEK A., Some examples of strain localization in uniaxial stress state, *Archiwum Hutnictwa*, 25, 1980, 3, s. 379-394.
- [43] KORBEL A., RICHERT M., RICHERT J., Wpływ dużych odkształceń na rozwój pasm ścinania w aluminium, *Archiwum Hutnictwa*, 26, 1981, 3, s. 449-461.
- [44] KORBEL A. i inni, A structural study of the influence of pressure on shear band formation, *Acta Metallurgica*, 32, 1984, 4, s. 511-519.
- [45] KORBEL A., The real nature of shear bands-plastons, *Proc. of an Int. Symposium on plastic instability - Considere Memorial (1841-1914)*, Paris, 9-13 Sept., 1985, s. 325-335.
- [46] KORBEL A., RYŚ J., SZCZERBA M., Mechanisms of plastic flow and strain hardening of Cu-Al single crystals at large deformations, *Acta Metallurgica*, 33, 1985, 12, s. 2215-2219.
- [47] KORBEL A., MARFIN P., Microscopic versus macroscopic aspect of shear bands deformation, *Acta Metallurgica*, 34, 1986, 10, s. 1905-1909.
- [48] KORBEL A. i inni, Microstructural aspects of strain localization in Al-Mg alloys, *Acta Metallurgica*, 34, 1986, 10, s. 1999-2009.
- [49] KORBEL A., A real nature of shear bands- plastons, *Archiwum Hutnictwa*, 31, 1986, 1, s. 33-41.
- [50] LEECH P. W., Observations of adiabatic shear band formation in 7039 aluminum Alloy, *Metallurgical Transactions*, 16A, 1985, 10, s. 1900-1903.
- [51] MAJOR B., Rola ścinania w procesie tworzenia się tekstur w metalach i stopach o sieci Al, *Metallurgia i Odlewnictwo*, Zesz. nauk. AGH, Kraków, 112, 1987, s. 1-77.
- [52] MIKAJAEV P. G., NEŠPOR G. S., KUDRJASOV V. G., *Kinetika razrušeni-ja*, Metallurgija, Moskva 1979, s. 279.
- 53 MORII K., MACKING H., NAKAYAMA Y., Development of shear bands in FCC single crystals, *Acta Metallurgica*, 33, 1985, 3, s. 379-386.
- [54] *Novye metody ocenki soprotivlenija metallov chрупkomu razrušeniju* (tłum. z ang. pod red. Rabotnova Ju. N.), Moskva 1972, s. 439.
- [55] PARTON V. Z., MOROZOV E. M., *Mechanika uprugoplastičeskogo razrušeni-ja*, Nauka, Moskva 1985, s. 504.

- [56] RECHT R. F., Catastrophic thermoplastic shear, Transactions of the ASME, Journal of Applied Mechanics, 1964, 6, s. 189-193.
- [57] SEMIATIN S. L., JONAS J. J., Formability and workability of metals -plastic instability and flow localization, ASM, Ohio 1984, s. 299.
- [58] SEMIATIN S. L., LAHOTI G. D. Metallurgical Transactions, 12A, 1981, s. 1705 (Praca cytowana w [57]).
- [59] SEMIATIN S. L., LAHOTI G. D., The occurrence of shear bands in isothermal-hot forging, Metallurgical Transactions, 13A, 1982, 2, s. 275-288.
- [60] SEMIATIN S. L., LAHOTI G. D., The occurrence of shear bands in non-isothermal hot forging of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0,1Si, Metallurgical Transactions, 14A, 1983, 1, s. 105-115.
- [61] SEVILLANO J. G., van HOUTTE P., AERNOUDT E., Large strain work hardening and textures, Progress in Material Science, 25, 1980, 2-4, s. 69-412.
- [62] SNEDDON J. N., Proc. Roy. Soc. A 187, London 1946, s. 229 (praca cytowana w [75]).
- [63] SPITZIG W. A., Deformation behavior of nitrogenated Fe-Ti-Mn and Fe-Ti single crystals, Acta Metallurgica, 29, 1981, 8, s. 1359-1377.
- [64] SZCZERBA M., BOCHNIAK W., DYBLEC H., The strain localization at high temperature deformation of copper single crystals with different orientations, Archiwum Hutnictwa, 31, 1986, 2, s. 326-336.
- [65] TIMOTHY S. P., HUTCHINGS I. M., The structure of adiabatic shear bands in a titanium alloy, Acta Metallurgica, 33, 1985, 4, s. 667-676.
- [66] TIMOTHY S. P., The structure of adiabatic shear bands in metals: a critical review, Acta Metallurgica, 35, 1987, 2, s. 301-306.
- [67] TIRUPATAIAH Y., RADHAKRISHNAN V. M., RAJU K. R., Adiabatic shearing and associated cracks in ballistic steel targets, Proc. ICF6, New Delhi, India, vol. 5, 1984, s. 3127-3134.
- [68] TRUSZKOWSKI W., KRÓL J., MAJOR B., Inhomogeneity of rolling texture in fcc metals, Metallurgical Transactions, 11A, 1980, 5, s. 749-758.
- [69] TRUSZKOWSKI W., Zależność naprężenie-odkształcenie dla polikrystalicznych metali niejednorodnych i anizotropowych, Archiwum Hutnictwa, 28, 1983, 4, s. 429-440.
- [70] Van HOUTTE P., SEVILLANO J. G., AERNOUDT E., Models for shear band formation in rolling and extrusion, Z., Metallkunde., Bd. 70, 1979, H. 7, s. 426-432.
- [71] VLADIMIROV V. I., Fizičeskaja priroda razrušenija metallov, Metallurgija, Moskva 1984, s. 280.
- [72] VOGEL W., WILHELM M., GEROLD V., Persistent slip bands in fatigued peak aged Al-Zn-Mg single crystals, Acta Metallurgica, 30, 1982, 1, cz. I: s. 21-30, cz. II: s. 31-35.
- [73] YEUNG W. Y., DUGGAN B. J., Flow localization in cold-rolled-brass, Material Science Technology, 2, 1986, 6, s. 552-556.
- [74] YEUNG W. Y., DUGGAN B. J., Shear band angles in rolled FCC materials, Acta Metallurgica, 35, 1987, 2, 541-548.
- [75] ZAKRZEWSKI M., Uwagi krytyczne o mechanice pękania, [w:] Mechanika pękania I, Prace nauk. Inst. Mater. i Mechn. Techn. Politechniki Wrocławskiej nr 23, seria: Studia i Materiały nr 14, Wrocław 1979, s. 3-26.

Do rozdziału 2

- [1] AL-HAJJI J. N., GNONIEN N. M., Nucleation of grain boundary cavities under the combined influence of helium and applied stress, *Acta Metallurgica*, 35, 1987, 5, s. 1067-1075.
- [2] ANAND L., SPITZIG W. A., Initiation of localized shear bands in plane strain, *Journal of the Mechanics and Physics* 28, 1980, 2, s. 113-128.
- [3] ANDERSON P. M., RICE J. R., Constrained creep cavitation of grain boundary facets, *Acta Metallurgica*, 33, 1985, 3, s. 409-422.
- [4] ARGON A. S., Formation of cavities from nondeformable second-phase particles in low temperature ductile fracture, *Transactions of the ASME - Journal of Engineering Materials and Technology*, 98, 1976, January, s. 60-68.
- [5] ARGON A. S., Im J. SAFOGLU R., Cavity formation from inclusions in ductile fracture, *Metallurgical Transactions*, 6A, 1975, 4, s. 825-837.
- [6] ASHBY M. F., Progress in the development of fracture - mechanism maps, *Fracture 1977 (ICF4)*, Waterloo, Canada, vol. 1, 1977, s. 1-14.
- [7] ASHBY M. F., Micromechanisms of fracture in static and cyclic failure, [w:] *Fracture mechanics - current status, future prospects*, Ed. Smith R. A., Pergamon Press, 1979, s. 1-27.
- [8] ASHBY M. F., Reply to "A comment of fracture - mechanism maps", *Scripta Metallurgica*, 14, 1980, 5, s. 559-561.
- [9] BACKOFFEN W. A., Deformation processing, (tłum. ros.): *Processy deformacji*, *Metallurgija*, Moskwa 1977. s. 288.
- [10] BAUER R. W., WILSDORF H. G. F., Void initiation in ductile fracture, *Scripta Metallurgica*, 7, 1973, 11, s. 1213-1220.
- [11] BEACHEM C. D., YODER G. R., Elastic - plastic fracture by homogeneous microvoid coalescence tearing along alternating shear planes, *Metallurgical Transactions*, 4, 1973, 4, s. 1145-1153.
- [12] BEEVERS C. J., HONEYCOMBE R. W. K., The initiation of ductile fracture in pure metals, *Philosophical Magazine*, 7, 1962, 77, s. 763-773.
- [13] BRESSERS J., Creep and fatigue in high temperature alloys, *Applied Science Publishers Ltd*, London 1981, s. 190.
- [14] BROEK D., Elementary engineering fracture mechanics, Noordhoff, Leyden 1974, s. 406.
- [15] BROWNRIGG A. i inni, The influence of hydrostatic pressure on the flow stress and ductility of a spheroidized 1045 steel, *Acta Metallurgica*, 31, 1983, 8, s. 1141-1150.
- [16] BURNS S. J., BLICK Z. J., The dependence of the fracture toughness of mild steel on temperature and crack velocity, *Metallurgical Transactions*, 4, 1973, 4, s. 975-984.
- [17] BUTCHER B. R., PETTIT H. R., Tensile deformation and cracking of plain high-carbon steels containing pearlite, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 204, 1966, 5, s. 459-477.
- [18] CHAKRABARTI A. K., SFRETNAK J. W., Instability of plastic flow in the directions of pure shear: I Theory, *Metallurgical Transactions*, 6A, 1975, 4, s. 733-736.
- [19] CHAKRABARTI A. K., SFRETNAK J. W., Instability of plastic flow in the directions of pure shear: II Experimental, *Metallurgical Transactions*, 6A, 1975, 4, s. 737-747.

- [20] CHANG Y. W., ASARO R. J., Lattice rotations and localized shearing in single crystals, *Archives of Mechanics*, 32, 1980, 3, s. 369-388.
- [21] EDWARD G. H., ASHBY M. F., Intergranular fracture during power-law creep, *Acta Metallurgica*, 27, 1979, 9, s. 1505-1518.
- [22] EMBURY J. D., WILCOX B. A., CLAUSER A. H., Failure maps applied to metal deformation processes, *Fracture 1977 (ICF4)*, Waterloo, Canada, vol.1, 1977, s. 15-42.
- [23] ERBEL S., Mechanizm zmian własności metali poddanych wielkim odkształceniom, *Prace nauk. Politechniki Warszawskiej, Mechanika*, 1976, nr 38, s. 92.
- [24] ERBEL S., Mechanical properties and structure of extremely strain-hardened copper, *Metals Technology*, 6, 1979, 12, s. 482-486.
- [25] ERBEL S., Warunki uzyskiwania dowolnie dużych odkształceń, *Prace nauk. Inst. Technol. Bezwiórowych Politechniki Warszawskiej, Warszawa* 1980, s. 5-22.
- [26] FARIBORZ S. J., HARLOW D. G., DELPH T. J., The effects of nonperiodic void spacing upon intergranular creep cavitation, *Acta Metallurgica*, 33, 1985, 1, s. 1-9.
- [27] FARIBORZ S. J., HARLOW D. G., DELPH T. J., Intergranular creep cavitation with time-discrete stochastic nucleation, *Acta Metallurgica*, 34, 1986, 7, s. 1433-1441.
- [28] FINKEL V. M., Fizika razrušeniya, *Metallurgiya, Moskva* 1970, s. 376.
- [29] FRENCH I. E., WEINRICH P. F., WEAVER C. W., Tensile fracture of free machining brass as a function of hydrostatic pressure, *Acta Metallurgica*, 21, 1973, 8, s. 1045-1049.
- [30] FRENCH I. E., WEINRICH P. F., The unusual variation of the tensile fracture strain of brasses at high pressures, *Scripta Metallurgica*, 8, 1974, 1, s. 7-10.
- [31] FRENCH I. E., WEINRICH P. F., The influence of hydrostatic pressure on the tensile deformation of a spheroidized 0.5% C steel, *Scripta Metallurgica*, 8, 1974, 2, s. 87-90.
- [32] FRENCH I. E., WEINRICH P. F., The shear mode of ductile fracture in materials with few inclusions, *Metallurgical Transactions*, 7A, 1976, 12, s. 1841-1845.
- [33] FRENCH I. E., WEINRICH P. F., The shear mode of ductile fracture in a spheroidized steel, *Metallurgical Transactions*, 10A, 1979, 3, s. 297-304.
- [34] GANDHI C., TAPLIN O. M. R., ASHBY M. F., An experimental fracture - mechanism map for thoria dispersion - strengthened nickel, *Fracture 1977 (ICF4)* Waterloo, Canada, vol. 2, 1977, s. 603-611.
- [35] GOODS S. H., BROWN L. M., The nucleation of cavities by plastic deformation (overview No. 1), *Acta Metallurgica*, 27, 1979, 1, s. 1-15.
- [36] HERTZBERG R. W., Deformation and fracture mechanics of engineering materials, John Wiley and Sons, New York 1983, s. 697.
- [37] HOROCSEK O., Cavity growth in the high temperature creep process of pure and doped tungsten wires, *Z. Metallkunde*, Bd. 67, 1974, H. 4, s. 318-325.
- [38] IVANOVA V. S., Razrušenie metallov, *Metallurgiya, Moskva* 1979, s. 168.
- [39] KAČANOV L. M., Osnovy mekhaniki razrušeniya, *Nauka, Moskva* 1974, s. 311.

- [40] KNOTT J. F., Fundamentals of fracture mechanics, (tłum. ros.): Osnovy mekhaniki razrušenijsa Metallurgija, Moskva 1978, s. 256.
- [41] KOCANDA S., Zmęczeniowe zniszczenie metali, WNT, Warszawa 1972, s. 313.
- [42] KOCANDA S., Zmęczeniowe zniszczenie metali, WNT, Warszawa 1978, s. 442.
- [43] KORBEL A. i inni, A structural study of the influence of pressure on shear band formation, Acta Metallurgica 32, 1984, 4, s. 511-519.
- [44] KRISHNAMOHANRAO Y., KUTUMBARAO V. V., RAMARAO P., Fracture mechanism maps for titanium and its alloys, Acta Metallurgica, 34, 1986, 9, s. 1783-1806.
- [45] KUHN H. A., DIETER G. E., Workability in bulk forming processes, Fracture 1977 (ICF4) Waterloo, Canada, vol. 1, 1977, s. 395-402.
- [46] LAGNEBORG R., Creep: Mechanisms and theories, [w:] Creep and fatigue in high temperature alloys, Ed. Bressers J., Applied Science Publishers, London 1981, s. 41-71.
- [47] Le ROY G. L. i inni, A model of ductile fracture based on the nucleation and growth of voids, Acta Metallurgica 29, 1981, 8, s. 1509-1522.
- [48] LIEBOWITZ H., Fracture (t. 1-7), Academic Press, New York - London, 1971.
- [49] LIM S. C., ASHEY M. F., BRUNTON J. H., Wear-rate transitions and their relationship to wear mechanisms, Acta Metallurgica, 35, 1987, 6, s. 1343-1348.
- [50] LOVEDAY M. S., DYSON B. F., Prestrain-induced particle microcracking and creep cavitation in IN597, Acta Metallurgica, 31, 1983, 3, s. 397-405.
- [51] MACIEJNY A., Przemiany strukturalne stali Cr-Mo-V i ich wpływ na mechanizm pęknięcia, Zeszyty Nauk. Politechniki Śląskiej, nr 229, Gliwice 1968.
- [52] MACIEJNY A., Kruchność metali, Śląsk, Katowice 1973.
- [53] MARTIN J. W., Micromechanisms in particle-hardened alloys, (tłum. ros.): Mikromechanizmy dyspersyjnego twardnienia stopów, Metallurgija, Moskva 1983, s. 167.
- [54] McCLINTOCK F. A., ARGON A. S., Mechanical behaviour of materials, Addison-Wesley, Massachusetts 1966, s. 444.
- [55] McCLINTOCK F. A., A criterion for ductile fracture by the growth of holes, Journal of Applied Mechanics, 1968, 6, s. 363-371.
- [56] McCLINTOCK F. A., Local criteria for ductile fracture, The International Journal of Fracture Mechanics, 4, 1968, 2, s. 101-130.
- [57] MIRAJAEV F. G., NESFOR G. S., KUDRJASOV V. G., Kinetika razrušenijsa, Metallurgija, Moskva, s. 279.
- [58] MILLER L. E., SMITH G. C., Tensile fractures in carbon steels, Journal of the Iron and Steels Institute, 1970, 11, s. 998-1005.
- [59] MOTT N. F., Proceedings of the Royal Society, 220A, 1953, s. 1 (praca cytowana w [25]).
- [60] NEEDLEMAN A., RICE J. R., Plastic creep flow effects in the diffusive cavitation of grain boundaries, Acta Metallurgica, 28, 1980, 10, s. 1315-1332.
- [61] FANIA V. E., LICHAČEV V. A., GRINJAEV Ju. V., Strukturnye urovni deformacii tverdykh tel, Nauka, Novosibirsk 1985, s. 163.
- [62] PARTON V. Z., MOROZOV E. M., Mekhanika uprugoplastičeskogo razrušenijsa, Nauka, Moskva 1985, s. 504.

- [63] PEIRCE D., ASARO R. J., NEEDLEMAN A., An analysis of nonuniform and localized deformation in ductile single crystals (overview No. 21), *Acta Metallurgica*, 30, 1982, 6, s. 1087-1119.
- [64] PERZYNA P., Modified theory of viscoplasticity application to advanced flow and instability phenomena, *Archives of Mechanics*, 32, 1980, 3, s. 403-420.
- [65] PERZYNA P., Stability problems for inelastic solids with defects and imperfections, *Archives of Mechanics*, 33, 1981, 4, s. 587-602.
- [66] PERZYNA P., Application of dynamical system methods of flow processes of dissipative solids, *Archives of Mechanics*, 34, 1982, 4, s. 523-539.
- [67] PUTTICK K. E., Ductile fracture in metals, *The Philosophical Magazine*, 4, 1959, 44, s. 964-969.
- [68] RIEDEL H., Cavity nucleation at particles on solidifying grain boundaries, a shear crack model for grain boundary sliding in creeping polycrystals, *Acta Metallurgica*, 32, 1984, 3, s. 313-321.
- [69] ROGERS H. C., The tensile fracture of ductile metals, *AIME Transactions*, 218, 1960, s. 498-506.
- [70] ROSENFELD A. R., *Metallurgical Reviews*, 13, 1968, 121, s. 29.
- [71] SENIOR B. A., NOBLE F. W., BYRLE B. L., The nucleation and growth of voids at carbides in 9Cr-1Mo steel, *Acta Metallurgica*, 34, 1986, 7, s. 1321-1327.
- [72] SHIOZAWA K., WEERTMAN J. R., Studies of nucleation mechanisms and the role of residual stresses in the grain, boundary cavitation of a superalloy, *Acta Metallurgica*, 31, 1983, 7, s. 993-1004.
- [73] SPINGARN J. R., NIX W. D., A model for creep based on the climb of dislocations at grain boundaries, *Acta Metallurgica*, 27, 1979, 2, s. 171-177.
- [74] STROH A. N., The formation of cracks as a result of plastic flow, *Proceedings of the Royal Society*, 223A, 1954, 1154, s. 404-414.
- [75] SZCZEPIŃSKI W., On experimental two-dimensional models of intercrystalline sliding and fracture in polycrystalline metals, *Archives of Mechanics*, 34, 1982, 4, s. 503-514.
- [76] SZCZEPIŃSKI W., Internal micronecking as a factor of the process of ductile fracture of metals, *Archives of Mechanics*, 35, 1983, 4, s. 533-540.
- [77] TANAKA K., SPRETNAK J. W., An analysis of plastic instability in pure shear in high strength AISI 4330 steel, *Metallurgical Transactions*, 4, 1973, 2, s. 443-454.
- [78] TEIRLINCK D. i inni, Fracture mechanism maps in stress space, *Acta Metallurgica*, 36, 1988, 5, s. 1213-1228.
- [79] THEOCARIS P. S., Displacement constraints of the faces of internal cracks due to pure shear, *Engineering Fracture Mechanics*, 24, 1986, 3, s. 363-397.
- [80] THEOCARIS P. S., Paradoxes in the deformation modes of crack flanks due to shear, *Engineering Fracture Mechanics*, 26, 1987, 2, s. 251-260.
- [81] THOMASOM P. E., A theory for ductile fracture by internal necking of cavities, *Journal of the Institute of Metals*, 96, 1960, 12, s. 360-365.
- [82] THOMPSON A. W., Modeling of local strains in ductile fracture, *Metallurgical Transactions*, 18A, 1987, 11, s. 1877-1886.

- [83] TREFILOV V. I. i inni, Deformacionnoe upročnenie i razvite dislokacionnoj struktury v polikristalličeskich OČK-metallach, Metallofizika, 8, 1986, 2, s. 89-97.
- [84] TVERGARD V., NEEDLEMAN A., Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar, Acta Metallurgica, 32, 1984, 1, s. 157-169.
- [85] WEINRICH P. F., FRENCH I. E., The influence of hydrostatic pressure on the fracture mechanisms of sheel tensile specimens of copper and brass, Acta Metallurgica, 24, 1976, 4, s. 317-322.
- [86] WILKINSON D. S., VITEK V., The propagation of crack by cavitation a general theory (overview 24), Acta Metallurgica 30, 1982, 9, s. 1723-1732.
- [87] WILKINSON D. S., The effect of time-dependent void density on grain boundary creep fracture-II Continuous nucleation, Acta Metallurgica, 35, 1987, 11, s. 2791-2799.
- [88] VASUDEVAN A. K., DOHERTY R. D., Grain boundary ductile fracture in precipitation hardened aluminum alloys (overview No. 58), Acta Metallurgica, 35, 1987, 6, s. 1193-1219.
- [89] VEIT F., STROPPE H., Untersuchungen zur plastischen Deformation und Mikrorissbildung in perlitischen Stählen, Wiss. Z. Techn. Hochschule Magdeburg, 28, 1984, 1, s. 67-79.
- [90] VLADIMIROV V. I., Fizičeskaja priroda razrušenija metallov, Metalurgija, Moskva 1984, s. 280.
- [91] VLADIMIROV V. I., CHANNANOV Š. Ch., Aktualnye zadači teorii zaroždenija dislokacionnyh treščin, Fizika Metallov i Metallovedenie, 30, 1970, 3, s. 490-510.

Do rozdziału 3

- [1] ASARO R. J., RICE J. R., Strain localization in ductile single crystals, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 25, 1977, s. 309-338.
- [2] ASARO R. J., Geometrical effects in the inhomogeneous deformation of ductile single crystals, Acta Metallurgica, 27, 1979, 3, s. 445-453.
- [3] ASARO R. J., Crystal plasticity, Trans. ASME - Journal of Applied Mechanics, 50, 1983, December, s. 921-934.
- [4] ASSARO R. J., NEEDLEMAN A., Flow localization in strain hardening crystalline solids, Scripta Metallurgica, 18, 1984, 5, s. 429-435.
- [5] ASARO R. J., NEEDLEMAN A., Texture development and strain hardening in rate dependent polycrystals (overview No. 42), Acta Metallurgica, 33, 1985, 6, s. 923-953.
- [6] ASHBY M. P., GANDHI C., TAFLIN D. M. R., Fracture-mechanism maps and their construction for FCC metals and alloys (overview No. 3), Acta Metallurgica, 27, 1979, 5, s. 699-729.
- [7] BOKMAN M. A., POZNJANSKIJ I. M., Kinematika tečenija metalla pri rezke polosu na nožnicach, Izv. VUZ, Černaja Metallurgija, 1972, 9, s. 101-104.
- [8] CAMPBELL K. G. i inni, Factors involved in cropping tool selection, Metallurgica, 1979, 5, s. 330-338.
- [9] DAFALLIAS Y. F., Corotational rates for kinematic hardening at large deformations, Trans. ASME - Journal of Applied Mechanics, 50, 1983, September, s. 561-565.
- [10] DAVIS K. G., TEGHTSOONIAN E. LU A., Acta Metallurgica, 14, 1966, s. 1677.

- [11] DILLAMORE I. L., ROBERTS J. G., BUSH A. C., Occurrence of shear bands in heavily rolled cubic metals, *Metal Science*, 13, 1979, s. 73-77.
- [12] DINGLEY D. J., FOND R. C., On the interaction of crystal dislocation with grain boundaries, *Acta Metallurgica*, 27, 1979, 4, s. 667-682.
- [13] Dos SANTOS W., ORGAN A. J., Deformation in the ductile fracture processes examined by the viscoplasticity method, *International Journal of Machine Tool Design and Research*, 13, 1973, 4, s. 217-232.
- [14] DZIDOWSKI S., Perspektywy rozwoju technologii dokładnego, bezodpadowego cięcia materiałów prętowych, *Mechanik*, 1984, 5, s. 249-251.
- [15] ERBEL S., STRAUS J., Wpływ stanu naprężeń na przebieg procesu cięcia prętów stalowych, *Obróbka plastyczna*, XVI, 1977, 4, s. 169-172.
- [16] FELTNER C. E., LAIRD C., Cyclic stress-strain response of FCC metals alloys - II dislocation structure and mechanisms, *Acta Metallurgica*, 15, 1967, 10, s. 1633-1653.
- [17] FINKEL' V. M., Fizika razrusenia, *Metallurgia*, Moskva 1970, s. 376.
- [18] FINKEL' V. M., Fizicheskie osnovy termożenija razrusenija, *Metallurgia*, Moskva 1977, s. 360.
- [19] FLECK R. G., TAPLIN D. M. R., BEEVERS C. J., An investigation of the nucleation of creep cavities by 1MV electron microscopy, *Acta Metallurgica*, 23, 1974, 4, s. 415-424.
- [20] FORTUNIER R., DRIVER J. H., A continuous constraints model for large strain grain deformations, *Acta Metallurgica*, 35, 1987, 2, s. 509-517.
- [21] FORTUNIER R., DRIVER J. H., Grain reorientations in rolled aluminium sheet: Comparison with predictions of continuous constraints model, *Acta Metallurgica*, 35, 1987, 6, s. 1355-1366.
- [22] FRIDMAN Ja. B., MOROZOV E. M. DAN SSSR, 144, 1962, 2, s. 330-333
- [23] GAMBIN W., Plastyczność a obrót sieci w kryształach, *Prace IFFT PAN* nr 10, Warszawa 1988, s. 145.
- [24] GORCZYCA S., DYMEK S., RYŚ J., Nomenclature for structural heterogeneities produced by the deformation of metals, *Archiwum Hutnictwa*, 31, 1986, 1, s. 23-32.
- [25] GRONOSTAJSKI J., NIECHAJOWICZ A., Wyznaczanie odkształceń i naprężeń w procesie cięcia prętów w płaskim stanie odkształcenia, *Archiwum Technologii Budowy Maszyn*, 1984, 4p, s. 51-63.
- [26] GULJAEV V. P., KOSELEV P. F., LYGLAEV A. V., Perspektivnye metody issledovanija chрупkogo razrusenija metallov, *Nauka*, Novosibirsk 1977, s. 126.
- [27] HANSEN N., Polycrystalline strengthening, *Metallurgical Transactions*, 16A, 1985, 12, s. 2167-2190.
- [28] HAUSER J. J., CHALLMERS R., The plastic deformation of bicrystals of FCC metals, *Acta Metallurgica*, 9, 1961, 7, s. 802-818.
- [29] HERTZBERG R. W., Deformation and fracture mechanics of engineering materials, John Wiley and Sons, New York 1983, s. 83-91.
- [30] HILL R., RICE J. R., Constitutive analysis of elastic-plastic crystals at arbitrary strain, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 20, 1972, s. 401-413.
- [31] HILL R., HUTCHINSON J. W., *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 23, 1975, s. 239.

- [32] HONNEFF H., MECKING H., [w:] Textures of materials, Ed. Gottstein G. and Lücke K., Springer Verlag, Berlin 1978.
- [33] HOOK R. E., HIRTH J. P., The deformation behavior of isoaxial of Fe-3% Si, Acta Metallurgica, 15, 1967, 3, s. 535-551.
- [34] HOOK R. E., HIRTH J. P., The deformation behavior of nonisoaxial bicrystals of Fe-3% Si, Acta Metallurgica, 15, 1967, 7, s. 1099-1110.
- [35] IVANOV V. N., Disklinacijonaja perkoljacija v treščinovatych kristallach pri razviti plastičnosti, [w:] Modelirovanie processov deformirovanija i razrušenija tverdyh tel, UNC AN SSSR, Sverdlovsk 1987, s. 14-22.
- [36] JASIEŃSKI Z., Mechaniczne i strukturalne skutki niejednorodności odkształceń w metalach o sieci Al, Archiwum Hutnictwa, 28, 1983, 4, s. 583-600.
- [37] JIMMA T., The theoretical research on the blanking of a sheet material, Bulletin of JSME, 6, 1963, 23, s. 568-576.
- [38] KAČANOV L. M., Osnovy mechaniki razrušenija, Nauka, Moskva 1974, s. 311.
- [39] KADIC A., EDELEN D., A gauge theory of dislocations and disclinations, (tłum. ros.): Kalibrovočnaja teorija dislokacij i disklinacij, Mir, Moskva 1987, s. 11-17.
- [40] KASUGA Y., TSUTSUMI S., MORI T., On the shearing process of ductile sheet metals, Bulletin of JSME, 20, 1977, 148, s. 1336-1343.
- [41] KNOTT J. F., Fundamentals of fracture mechanics (tłum. ros.), Osnovy mechaniki razrušenija, Metallurgija, Moskva 1978, s. 256.
- [42] KOCKS U. F., CHANDRA H., Slip geometry in partially constrained deformation, Acta Metallurgica, 30, 1982, 3, s. 695-709.
- [43] KOCKS U. F., CANOVA G. R., JONAS J. J., Yield vectors in FCC crystals, Acta Metallurgica, 31, 1983, 8, s. 1243-1252.
- [44] KOCKS U. F., CANOVA G. R., How many slip systems, and which?, [w:] Deformation of polycrystals - mechanisms and microstructures, Ed. Hansen N, et al., Risø National Laboratory, Roskilde, Denmark 1989, s. 35-44.
- [45] KORBEL A., The real nature of shear bands-plastons?, Proc. Int. Symposium on plastic instability, Considere Memorial (1841-1914), Paris 1985, s. 325-335.
- [46] KORBEL A., A real nature of shear bands-plastons, Archiwum Hutnictwa, 31, 1986, 1, s. 33-41.
- [47] KUČER F. N., Issledovanie metodom charakteristik processa rezki zagotovok v stampach, Obrabotka metallov davleniem v mašinostroenii, Charkov 1968, s. 23-29.
- [48] KUDO H., NAKAGAWA T., TAMURA K., A survey of round bar cropping - its mechanism and techniques for producing cold forging billets, Report of Subgroup "Slug Preparation" JCFC, 1978.
- [49] LAWSON R., Cropping billets for cold extrusion: A review international cold forging congress, Brighton 1975, s. 403-443.
- [50] LIČAČEV V. A., RYBIN V. V., Rol' plastičeskoj deformacii v processe razrušenija kristalličeskich tverdyh tel, Izv. AN SSSR ser. Fizičeskaja, 37, 1973, 11, s. 2433-2438.
- [51] LIČAČEV V. A. i inni, Svojstva granic blokov formirujuščichsja pri polzučestii, Fizika Metallov i Metallovedenie, 37, 1974, 6, s. 1279-1283.

- [52] LICHACHEV V. A., RYBIN V. V., Disklinacionnaja struktura deformirovannykh kristallov, Vestnik Leningradskogo Universiteta, 1976, 1, s. 90-96.
- [53] LICHACHEV V. A., RYBIN V. V., Disklinacionnaja model plasticeskoj deformacii i razrušenija metallov, Vestnik Leningradskogo Universiteta, 1976, 7, s. 103-108.
- [54] LICHACHEV V. A., Kooperativnaja plastičnost obuslovlennaja dvizheniem granic razorientacii i granic razdela faz, Izv. VUZ Fizika, 1982, 6, s. 83-102.
- [55] LIEBOWITZ H., Fracture (t. 1-7), Academic Press, New York - London 1971.
- [56] LIM L. C., RAJ R., On the distribution of Σ for grain boundaries in polycrystalline nickel prepared by strain-annealing technique, Acta Metallurgica, 32, 1984, 8, s. 1177-1181.
- [57] LIM L. C., Slip-twin interactions in nickel at 573 K at large strains, Scripta Metallurgica, 18, 1984, 10, s. 1139-1142.
- [58] LIM L. C., RAJ R., Dislocation reactions at grain boundaries and their role in the mechanical behavior of crystalline interfaces, [w:] Advances in Fracture Research (Fracture 84), Ed. Rama Rao P. i inni, vol. 6, Pergamon Press, Oxford 1984, s. 3773-3790.
- [59] LIM L. C., RAJ R., Effect of boundary structure on slipinduced cavitation in polycrystalline nickel, Acta Metallurgica, 32, 1984, 8, s. 1183-1190.
- [60] LIM L. C., RAJ R., Continuity of slip screw and mixed crystal dislocations across bicrystals of nickel at 573 K, Acta Metallurgica, 33, 1985, 8, s. 1577-1583.
- [61] LIM L. C., RAJ R., The role of residual dislocation arrays in slip induced cavitation, migration and dynamic recrystallization of grain boundaries, Acta Metallurgica, 33, 1985, 12, s. 2205-2214.
- [62] LIN T. H., Physical theory of plasticity, Advanced in Applied Mechanics, 11, 1971, s. 256-300.
- [63] ŁOJKOWSKI W., PRZETAKIEWICZ W., GRABSKI M. W., Badanie stabilności dyslokacji granic ziaren w aluminium, Metaloznawstwo i Obróbka Ciepła, 1979, 42, s. 17-21.
- [64] McCLINTOCK F. A., ARGON A. S., Mechanical behaviour of materials, Addison-Wesley, Massachusetts 1966.
- [65] MITROPOLSKAJA L. A., Analiz uslovij, kotorye neobchodimo vypolnit čtoby polučit kačestvennyj torec pri rezke polosy, Kuznečno-štam-povocnoe proizvodstvo, 1971, 1, s. 28-30.
- [66] MORII K., MECKING H., NAKAYAMA Y., Development of shear bands in FCC single crystals, Acta Metallurgica, 33, 1985, 3, s. 379-386.
- [67] MOROZOV E. M., FRIDMAN Ja. B., DAN SSSR, 139, 1961, 1, s. 87-90.
- [68] MOROZOV E. M., POTAK L. S., FRIDMAN Ja. B., DAN SSSR, 156, 1964, 3, s. 537-540.
- [69] MOROZOV E. M., DAN SSSR, 184, 1969, 6, s. 1308-1311.
- [70] NAUMANN J., Pomiar odkształceń plastycznych metodą Mory, Mechanika Teoretyczna i Stosowana, 17, 1979, 3, s. 415-430.
- [71] NICHOLS R. W., Ocenka soprotivlenija materialov razrušeniju po kritičeskomu raskrytiju treščiny, [w:] Novye metody soprotivlenija metallov chrupkomu razrušeniju, Mir, Moskva 1972, s. 11.
- [72] OUDIN J., RAVALARD Y., The experimental and theoretical analysis of plastic flow during closed-die cropping of rectangular bars, International Journal of Mechanical Sciences, 21, 1979, 1, s. 63-70.

- [73] PANIN V. E., GRINJAEV Ju. V., ELSUKOVA T. F., *Mechanika deformirovaniya strukturno-neodnorodnykh sred*, Izv. VUZ Fizika, 1981, 11, s. 82-86.
- [74] PANIN V. E. i inni, *Strukturnye urovni deformacii tverdykh tel*, Izv. VUZ Fizika, 1982, 6, s. 5-27.
- [75] PANIN V. E., LICHACHEV V. A., GRINJAEV Ju. V., *Strukturnye urovni deformacii tverdykh tel*, Nauka, Novosibirsk 1985, s. 163-166.
- [76] PEIRCE D., ASARO R. J., NEEDLEMAN A., *An analysis of nonuniform and localized deformation in ductile single crystals*, Acta Metallurgica, 30, 1982, 6, s. 1087-1119.
- [77] PEIRCE D., ASARO R. J., NEEDLEMAN A., *Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids*, Acta Metallurgica, 31, 1983, 12, s. 1951-1976.
- [78] RAPHAEL J. L., Van HOUTTE P., *Simulation of the rolling textures of BCC metals by means of the relaxed Taylor theory*, Acta Metallurgica, 33, 1985, 8, s. 1481-1488.
- [79] RYBIN V. V., VERGAZOV A. N., LICHACHEV V. A., *Vjaskoe razrushenie molibdena kak sledstvie fragmentacii struktury*, Fizika Metallov i Metallovedenie, 37, 1974, 3, s. 620-624.
- [80] RYBIN V. V., VERGAZOV A. N., *Statičeskoe opisanie mikrotreščin vznikšich pri vjazkom razrušenii molibdena*, Fizika Metallov i Metallovedenie, 43, 1977, 4, s. 858-865.
- [81] RYBIN V. V., VERGAZOV A. N., SOLOMKO Ju. V., *Zakonomernosti vnutrizernnogo razrusheniya metallov s OCK rešetkoj*, Fizika Metallov i Metallovedenie, 46, 1978, 3, s. 582-596.
- [82] RYBIN V. V., ŽUKOVSKIJ I. M., *Disklinacionnyj mehanizm obrazovaniya mikrotreščin*, Fizika Tverdogo Tela, 20, 1978, 6, s. 1829-1835.
- [83] RYBIN V. V., ZOLOTOREVSKIJ N. Ju., *Plastičeskie povoroty rešetki v deformiruemych polikristallach*, Fizika Metallov i Metallovedenie, 57, 1984, 2, s. 380-390.
- [84] RYBIN V. V., ZISMAN A. A., ZOLOTOREVSKIJ N. Ju., *Stykovye disklinacii v plastičeski deformiruemych kristallach*, Fizika Tverdogo Tela, 27, 1985, 1, s. 181-186.
- [85] RYBIN V. V., *Bolšie plastičeskie deformacii i razrushenie metallov*, Metallurgija, Moskva 1986, s. 232.
- [86] RYBIN V. V., *Dislokacionno-disklinacionnye struktury formirujuščiesia na stadii razvitoj plastičeskoj deformacii*, [w:] Voprosy teorii defektov v kristallach, Nauka, Leningrad 1987, s. 68-84.
- [87] SEMIATIN S. L., JONAS J. J., *Formability and workability of metals - plastic instability and flow localization*, ASM, Ohio 1984.
- [88] SEVILLANO J. G., Van HOUTTE P., AERNOUDT E., *Large strain work hardening and textures*, Progress in Material Science, 25, 1980, 2-4, s. 69-112.
- [89] SOLOVCOV S. S., *Sostojanie i perspektivy razvitiya razdelitelnykh processov obrabotki metallov davleniem*, Kuznečno-štamповое производство, 1981, 8, s. 34-36.
- [90] SOLOVCOV S. S., *Bezotchodnaja razrezka sortovogo prokata v štampach*, Mašinostroenie, Moskva 1985, s. 176.
- [91] SUCKOV A. E., *Rezervy ekonomii metalla v mašinostroenii*, Nauka i Technia, Minsk 1974, s. 192.
- [92] TIMOŠČENKO V. A., *Mechanizm razdeleniya zagotovki pri rezke vyrubke*, [w:] Progressivnye tehnologičeskie processy, Stiinca, Kišinev 1975, s. 38-42.

- [93] TIMOTHY S. P., The structure of adiabatic shear bands in metals: a critical review, *Acta Metallurgica*, 35, 1987, 2, s. 301-306.
- [94] TREFILOV V. I. i inni, Linijna stadija v deformacijsnomu zmianneni polikristalicheskikh OCK - metaliv ta splaviv, *Dopovidi AN URSR*, A, 1982, 11, s. 78-82.
- [95] TREFILOV V. I. i inni, Deformacionnoe upročnenie i razvitie dislokacionnoj struktury v polikrystalicheskikh OCK - metallach, *Metallorizika*, 8, 1986, 2, s. 89-97.
- [96] TREFILOV V. I. i inni, Deformacionnoe upročnenie i razrušenie polikristalicheskikh metallov, *Naukova Dumka*, Kiev 1987, s. 248.
- [97] TREFILOV V. I. i inni, Evoljucija dislokacionnoj struktury v OCK metallach, [w:] *Problemy fiziki tverdogo tela i materialovedenia*, Nauka, Moskva 1976, s. 97-121.
- [98] Van HOUTTE P., On the equivalence of the relaxed Taylor theory and the Bishop-Hill theory for partially constrained plastic deformation of crystals, *Materials Science and Engineering*, 55, 1982, 1, s. 69-77.
- [99] VARIN R. A., GRABSKI M. W., Badania struktury granic ziarn za pomocą prześwietleniowej mikroskopii elektronowej (część I), *Metalo-znawstwo i Obróbka Ciepła*, 1975, 13, s. 2-13.
- [100] VARIN R. A., KOZUBOWSKI J., GRABSKI M. W., Badanie struktury granic ziarn za pomocą prześwietleniowej mikroskopii elektronowej (część II), *Metalo-znawstwo i Obróbka Ciepła*, 1975, 14, s. 2-13.
- [101] VEIT P., STROPPE H., Untersuchungen zur plastischen Deformation und Mikrorissbildung in perlitischen Stählen, *Wiss. Z. Techn. Hochschule Magdeburg*, 28, 1984, 1, s. 67-79.
- [102] VERGAZOV A. N., LICHACHEV V. A., RYBIN V. V., Issledovanie fragmentirovannoj struktury obrazujuščej się v molibdene pri aktivnoj plastičeskoj deformacii, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 42, 1976, 6, s. 1241-1246.
- [103] VERGAZOV A. N., RYBIN V. V., Strukturnye osobennosti obrazovaniia mikrotreščin v molibdene, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 46, 1978, 2, s. 371-383.
- [104] VERGAZOV A. N., RYBIN V. V., Metodika kristallogometričeskogo analiza struktur metallov i splavov v praktike elektronnoj mikroskopii, *Znanie*, Leningrad 1984, s. 39.
- [105] VLADIMIROV V. I., ROMANOV A. E., Disklinacii v kristallach, *Nauka*, Leningrad 1986, s. 224.
- [106] VOLKOV A. E., LICHACHEV V. A., SICHOBALOV I. S., Teoria granic zeren kak samostojatelnykh nesovershenstv kristalla, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 47, 1974, 6, s. 1127-1140.
- [107] VOLKOV A. E., LICHACHEV V. A., NIKOLAEV P. I., Dvizuščie sily plastičeskikh deformacii i povorotov v kristallach s vnutrennimi granicami, *Izv. VUZ Fizika*, 1982, 8, s. 65-68.
- [108] WNUK M. P., *Podstawy mechaniki pękania*, Kraków, AGH, 1977.
- [109] YEUNG W. Y., DUGGAN B. J., Shear band angles in rolled FCC materials, *Acta Metallurgica*, 35, 1987, 2, s. 541-548.
- [110] ZALESSKIJ V. I., GUBAREV V. V., Mechanizm deformacii pri rezke listovogo metalla v štampach, [w:] *Technologičeskie processy obrabotki stali i splavov*, Metallurgizdat, XXXIII, Moskva 1955.

Do rozdziału 4

- [1] DZIDOWSKI S., Vlijanie nizkikh temperatur na razrušenie pri rezke stal'nykh prutkov, Izv. VUZ, Mašinostroenie, 1977, 12, s. 126-130.
- [2] DZIDOWSKI S., The effect of strain hardening factor on limiting displacements during transverse shearing, [w:] Advanced Technology of Plasticity 1984, vol. I - Proceedings of the first international conference on technology of plasticity, Tokyo, 1984, s. 617-622.
- [3] DZIDOWSKI S., Lokalizacja odkształceń plastycznych podczas cięcia w warunkach zaniżonej zdolności materiału do umocnienia odkształceniowego, Rozprawy Inżynierskie (PAN IPPT), vol. 32, 1984, 2, s. 267-274.
- [4] DZIDOWSKI S., Wpływ zdolności materiału do umocnienia na odkształcenia plastyczne zachodzące przy cięciu, Postępy Technologii Maszyn i Urządzeń (PAN KBM SPT), 1984, 3, s. 51-57.
- [5] DZIDOWSKI S., The effect of grain size and temperature (77 to 293 K) on the limiting displacements during the shearing of carbon steels, Rozprawy Inżynierskie (PAN IPPT), vol. 33, 1985, 1-2, s. 71-80.
- [6] DZIDOWSKI S., The occurrence of localized shear bands during transverse shearing, [w:] COBEM 85, Anais do VIII Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, Instituto Tecnológico de Aeronautica, Sao Jose dos Campos 1985, s. 907-910.
- [7] DZIDOWSKI S., A study of limiting displacements in the shearing of bars, Journal of Mechanical Working Technology, vol. 12, 1986, 3, s. 297-306.
- [8] DZIDOWSKI S., The mechanism of ductile fracture during transverse shearing, [w:] Advanced Technology of Plasticity 1987, vol. I, Proceedings of the second international conference on technology of plasticity, Stuttgart, Edited by. K. Lange, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, London, Paris, Tokyo, 1987, s. 283-290.
- [9] NEUBAUER A., PAMPAM K., FECHAU G., DZIDOWSKI S., Scherschneiden von Rundprofilen bei hohen Schneidgeschwindigkeiten und tiefen Schnittguttemperaturen, Fertigungstechnik und Betrieb, Berlin, 36, 1986, 6, s. 333-336.
- [10] TIMOŠČENKO V. A., SOBAKIN E. D., ERLICH A. I., Charakter deformirovaniia zagotovki pri rezke trub sdvigom, Kuznečno-štampovocnoe Proizvodstvo, 1979, 1, s. 26-28.

Do rozdziału 5

- [1] DZIDOWSKI S., Przegląd urządzeń do bezodpadowego cięcia materiałów na prasach, Mechanik 1989, 1, s. 21-24.
- [2] DZIDOWSKI S., Badanie wpływu geometrii elementów tnących oraz stanu materiału na zarodkowanie i rozwój pękania plastycznego (Centralny Program Badań Podstawowych - O2.O4), Raport Inst. Technol. Bud. Masz. PWr., Seria: Sprawozdania nr 49/87, Wrocław 1987, s. 66.
- [3] DZIDOWSKI S., Rozwój pasm ścinania i pękania plastycznego podczas poprzecznego ścinania wstępnie odkształconej stali 0,04% C, International Symposium - Metal Forming 87, Zeszyty Naukowe AGH Kraków, Metalurgia i Odlewnictwo, 1987, nr 110, s. 151-159.
- [4] DZIDOWSKI S., Pasma ścinania jako czynnik procesu pękania plastycznego podczas poprzecznego ścinania metali, Rozprawy Inżynierskie (PAN IPPT), vol. 36, 1988, 1, s. 133-147.

- [5] DZIDOWSKI S., Die neue Interpretation der Morphologie des Scherbruchs, VIII Symposium Verformung und Bruch, Teil II, Technische Universitaet Magdeburg, 6-8 September 1988, s. 3.
- [6] HERBST U., Genauscheren von Werkstoffen zum Kaltfließpressen, Werkstattstechnik - Zeitschrift für industrielle Fertigung, 1970, 2, s. 66-70.
- [7] KATARZYŃSKI S., KOCANĀ S., ZAKRZEWSKI M., Badanie własności mechanicznych metali, Warszawa, WNT, 1967, s. 281-285.
- [8] LANGE K., Lehrbuch der Umformtechnik, Band 2 - Massivumformung, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, s. 637-640.
- [9] MARCINIAK Z., Konstrukcja wykrojników, Warszawa, WNT, 1970, s. 7-27.
- [10] ROMANOWSKI W. P., Poradnik obróbki plastycznej na zimno, Warszawa, WNT, 1976, s. 21-70.
- [11] SOLOVCOV S. S., Bezotchodnaja razrezka sortovogo prokata v štampach, Mašinostroenie, Moskva 1985, s. 21-29.

Do rozdziału 6

- [1] ATKINS A. G., On cropping and related processes, International Journal of Mechanical Sciences, vol. 22, 1980, s. 215-231.
- [2] BLICHARSKI M., GORCZYCA S., Rekrystalizacja z udziałem drugiej fazy, Katowice, Śląsk, 1980, s. 207.
- [3] BŁAŻ L., KORBEL A., ZASADZIŃSKI J., Prace VIII Konferencji Metaloznawczej, Gliwice-Wisła 1974, s. 152.
- [4] BŁAŻ L., SAKAI T., JONAS J. J., Effect of initial grain size on dynamic recrystallization of copper, Metal Science, vol. 17, 1983, 12, s. 609-616.
- [5] BŁAŻ L., SZCZERBA M., The role of deformation bands in the development of recrystallization in Cu-15 at % Al single crystals, Archiwum Hutnictwa, t. 30, 1985, 4, s. 557-570.
- [6] BŁAŻ L., The structural effect of copper cyclic dynamic recrystallization, Archives of Metallurgy, vol. 32, 1987, 2, s. 213-226.
- [7] BŁAŻ L., Rekrystalizacja dynamiczna: Analiza procesu wysokotemperaturowego odkształcania metali i stopów w świetle badań mechanicznych i strukturalnych, Zesz. Nauk. AGH, Metalurgia i Odlewnictwo, z. 114, Kraków 1988, s. 114.
- [8] BOCHNIAK W., Strong localization of deformation in copper single crystals deformed at different temperatures, Archives of Metallurgy, vol. 33, 1988, 3, s. 419-454.
- [9] BYKOV V. M. i inni, Fragmentirovanie i dynamičeskaja rekristallizacija v medi pri bol'sich i očen' bol'sich plastičeskich deformacijach, Fizika Metallov i Metallovedenie, t. 45, 1978, 1, s. 163-169.
- [10] DZIDOWSKI S., Wpływ dodatkowych naprężeń rozciągających na zmianę kształtu trajektorii pęknięcia w procesie cięcia plastycznego, Postępy Technologii Maszyn i Urządzeń (PAN KBM), vol. 1, 1977, 1, s. 65-79.
- [11] DZIDOWSKI S., Znaczenie utraty stateczności i prędkości pęknięcia materiału w procesie cięcia plastycznego, Materiały konferencyjne "Obróbka plastyczna 79", PAN KM - Sekcja Teorii Procesów Przeróbki Plastycznej, Instytut Metalurgii Żelaza, 1979, s. 165-172.
- [12] DZIDOWSKI S., Badanie wpływu dodatkowego stanu naprężenia na zarodkowanie i rozwój pęknięcia w próbie poprzecznego ścinania (Centralny Program Badań Podstawowych O2.O4). Raport Inst. Technol. Bud. Masz.

Politechniki Wrocławskiej, Seria: Sprawozdania nr 54/88, Wrocław 1988, s. 44.

- [13] DZIDOWSKI S., Sposób bezodpadowego cięcia prętów oraz urządzenie do bezodpadowego cięcia prętów, Patent PRL nr 77288.
- [14] DZIDOWSKI S., Badanie wpływu rozkładu naprężeń oraz rodzaju materiału na zarodkowanie i rozwój pęknięcia w próbie poprzecznego ścinania (Centralny Program Badań Podstawowych 02.04), Raport Inst. Technol. Bud. Masz. Politechniki Wrocławskiej, Seria: Sprawozdania nr 60/89, Wrocław 1989, s. 54.
- [15] DZIDOWSKI S., The micromechanisms and macromechanisms of shear fracture during transverse shearing of armco iron. *Acta Metallurgica* (w druku).
- [16] DZIDOWSKI S., Mechanizm pęknięcia przy poprzecznym ścinaniu z rozciąganiem, *Rozprawy Inżynierskie (PAN IPT)* - (w przygotowaniu).
- [17] DZIDOWSKI S., Mechanizm pęknięcia przy poprzecznym ścinaniu ze ściskaniem, *Rozprawy Inżynierskie (PAN IPT)* - (w przygotowaniu).
- [18] GLOVER G., SELLARS C. M., Recovery and recrystallization during high temperature deformation of α - iron, *Metallurgical Transactions*, vol. 4, 1973, 3, s. 765-775.
- [19] KORBEL A., BŁAŻ L., DYBIEC H., GRYZIECKI J., ZASADZIŃSKI J., Structure and behaviour of copper and α - brasses during plastic deformation, *Metals Technology*, vol. 6, 1979, 10, s. 391-397.
- [20] KORBEL A., BOCHNIAK W., BŁAŻ L., EMBURY J. D., Instability of plastic flow and dynamic recrystallization in Cu single crystals., *Metal Science*, vol. 18, 1984, 4, s. 216-222.
- [21] McQUEEN H. J., The production and utility of recovered dislocation substructures, *Metallurgical Transactions*, vol. 8A, 1977, 6, s. 807-824.
- [22] McQUEEN H. J., Dynamic recovery and its relation to other restoration mechanisms, *Zesz. Nauk. AGH, Metalurgia i Odlewnictwo*, t. 5, 1979, 3, s. 421-470.
- [23] McQUEEN H. J., JONAS J. J., Recent advances in hot working: Fundamental dynamic softening mechanisms, *Journal of Applied Metalworking*, vol. 3, 1984, 3, s. 233-241.
- [24] McQUEEN H. J., JONAS J. J., Role of the dynamic and static softening mechanisms in multistage hot working, *Journal of Applied Metalworking*, vol. 3, 1985, 4, s. 410-420.
- [25] RIDHA A. A., HUTCHINSON W. B., Recrystallisation mechanisms and the origin of cube texture in copper, *Acta Metallurgica*, vol. 30, 1982, 10, s. 1929-1939.
- [26] SAKAI T., AKBEN M. G., JONAS J. J., Dynamic recrystallization during the transient deformation of a vanadium microalloyed steel, *Acta Metallurgica*, vol. 31, 1983, 4, s. 631-642.
- [27] SAKAI T., JONAS J. J., Dynamic recrystallization: Mechanical and microstructural considerations (Overview No. 35), *Acta Metallurgica*, vol. 32, 1984, 2, s. 189-209.
- [28] SELLARS C. M., Dynamic recrystallization, *Zesz. Nauk. AGH, Metalurgia i Odlewnictwo*, t. 5, 1979, 3, s. 377-420.
- [29] THORNTON P. H., CAHN R. W., The recovery and recrystallization of copper and aluminium under stress, *The Journal of the Institute of Metals*, vol. 89, 1961, August, s. 455-463.

Praca wpłynęła do Redakcji 25.01.1990 r.

W ostatecznej formie 11.06.1990 r.

MECHANISM OF SHEAR FRACTURE IN THE ASPECT OF CONTROLLED DECOHESION OF METALS

Different models of the nucleation and the development of fracture in metals have been analysed and the main problems of controlled decohesion have been discussed. The existing models have been shown to be of rather little value for the prediction of cracking trajectories and the realization of the assumed shape of the fracture face.

A new model of the mechanism of shear fracture in metals has been proposed. The model was developed mainly for the needs of controlled decohesion in the processes of plastic working. The model has been verified experimentally for the transverse shearing of Armco iron. Moreover, its different interpretational-prognostic capabilities for the control and the elimination of shear fracture have been discussed.

The proposed model is an alternative to the models of fracture that results from the flat pile-up of dislocations at little plastic strain and to the models based on the nucleation and the development of oval voids. In contradistinction to the above models it relates cracking to the structure and the intramaterial phenomena that occur at great plastic strain.

In the proposed model, the location of strain in microscopic shearing bands and the sensitivity of the bands to transverse tension are given priority. The model defines the effects of the mutual interactions between the shear bands and grain boundaries and suggests other ways of generating internal tensile stress. This makes for a new more adequate interpretation of the development of cracking along the shear bands - starting with the nucleation and ending with the macroscopic shape of the fracture and its microscopic structure. The model provides grounds for the verification of the existing views on the interpretation of the fractography of slip fractures and it suggests new modes of such an interpretation.

Moreover, the model makes it easier to explain the unexpected, usually multiple, fracturing of the sheared material during shearing accompanied by compression. This makes it possible to relate the possible lack of cracking to the (dynamic) recrystallization that occurs along shearing bands and at grain boundaries.

Irrespective of the above, the model and the general approach to controlled decohesion presented here can serve as the basis for the design of new material- and energy-saving technologies of shearing based on controlled decohesion.

МЕХАНИЗМ СДВИГАЮЩЕГО РАЗРЫВА В АСПЕКТЕ УПРАВЛЯЕМОЙ ДЕКОГЕЗИИ МЕТАЛЛОВ

Проанализированы различные модели зарождения центров и развития растрескивания, а также обсуждены основные проблемы управляемой декогезии. Указана ограниченная пригодность известных моделей растрескивания при предвидении траектории растрескивания, а также при достижении заданной формы поверхности излома.

Предложенная новая модель механизма растрескивания металлов разработана главным образом для нужд управляемой декогезии в процессах обработки давлением. Эта модель была проверена опытным путем на примере поперечного сдвига железа Армко. Кроме того, обсуждены ее различные интерпретационно-прогнозные возможности в области управления растрескиванием по линии сдвига, а также элиминирования этого растрескивания.

Предложенная модель представляет собой альтернативу для моделей растрескивания в результате плоской концентрации дислокации при малой пластической деформации, а также для моделей, основанных на зарождении центров и развитии овальных пустот. В отличие от этих моделей, рассматриваемая модель дает возможность сочетания растрескивания со структурой и явлениями, происходящими внутри материала при больших пластических деформациях.

Предлагаемая модель приписывает ведущую роль локализации деформации в микроскопических полосах сдвига, а также чувствительности этих полос к поперечному растяжению. При этом она определяет результаты взаимодействия полосы сдвига друг с другом и границами зерен, а также внушает другие способы генерирования внутренних растягивающих напряжений. Благодаря этому возможна новая, более полная интерпретация хода растрескивания вдоль полос сдвига – начиная от зарождения центров и конча микроскопической формой излома и микроскопической структурой изломов. Это создает также предпосылки для верификации существующих до настоящего времени мнений на тему интерпретации фактографии сдвигающих разрывов, а также внушает новый способ такой интерпретации.

Кроме того, эта модель облегчает выяснение, в общем, неожиданного многократного растрескивания отрезанного материала во время резки со сжатием. Она дает также возможность сочетания возможного отсутствия растрескивания с (динамической) рекристаллизацией – происходящей вдоль полос сдвига и при границах зерен.

Независимо от этого, предложенная модель и общий подход к управляемой декогезии может представлять собой основу для проектирования новых, материалосберегающих и энергосберегающих технологий резки – основанных на управляемой декогезии.

SPIS TREŚCI

Wykaz stosowanych oznaczeń.	3
Wprowadzenie.	6
1. Podstawowe pojęcia i definicje - pękanie, cięcie, duże odkształcenia, niejednorodności struktury wywołane odkształceniem plastycznym.	9
2. Współczesne poglądy na mechanizm zarodkowania i rozwoju pękania metali	18
2.1. Dyslokacyjne modele zarodkowania mikropęknięć	21
2.2. Wzrost mikropęknięć i makroskopowy przebieg pękania	31
2.3. Mechanizm pękania poślizgowego.	35
3. Problemy dekohezji sterowanej w procesach obróbki plastycznej. .	40
3.1. Dotychczasowe sposoby analizy i sterowania przebiegiem pękania w procesie cięcia	41
3.2. Sterowanie pękaniami poślizgowymi w świetle kryteriów i metod mechaniki pękania	44
3.3. Problemy analizy pękania przy dużych odkształceniach plastycznych.	48
3.3.1. Pękanie a lokalizacja odkształceń w pasmach ścinania	49
3.3.2. Pękanie a rotacyjne sposoby odkształcenia plastycznego	52
4. Propozycja kinematycznego modelu mechanizmu pękania przy poprzecznym ścinaniu metali.	55
4.1. Geometria obszaru odkształceń plastycznych, a makroskopowy przebieg pękania.	56
4.2. Mikroskopowe aspekty lokalizacji odkształceń.	58
4.3. Modele sugerowanych mechanizmów pękania	62
4.3.1. Model makroskopowego rozwoju pękania	62
4.3.2. Modele pękania wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania SBSI	63
4.3.3. Interpretacja kształtu powierzchni przełomu - w świetle sugerowanego mechanizmu pękania.	67
5. Mechanizm pękania przy poprzecznym ścinaniu metali - weryfikacja doświadczalna.	70
5.1. Cel i zakres badań.	70

5.2. Przebieg badań	71
5.2.1. Własności badanego materiału.	71
5.2.2. Stanowisko badawcze i parametry procesu cięcia. . .	74
5.2.3. Metoda badań.	75
5.3. Wyniki badań	77
5.3.1. Kształt i położenie strefy MLO - makroskopowej lokalizacji odkształceń oraz początkowy rozwój pęknięcia, w zależności od geometrii elementów tnących	77
5.3.2. Ewolucja kształtu strefy MLO - makroskopowej lokalizacji odkształceń, a kształt powierzchni przełomu .	80
5.3.3. Mechanizm pęknięcia wzdłuż mikroskopowych pasm ścinania SBSI.	86
5.3.4. Analizowany mechanizm pęknięcia w świetle badań fraktograficznych.	93
5.4. Podsumowanie	97
6. Dyskusja.	98
6.1. Wstęp.	98
6.2. Postulaty uniwersalności opracowanego modelu mechanizmu pęknięcia - w zakresie pęknięcia, poprzedzanego lokalizacją odkształceń w mikroskopowych pasmach ścinania.	99
6.3. Analiza spełnialności postulatów uniwersalności opracowanego modelu mechanizmu pęknięcia	100
6.3.1. Analiza funkcjonowania rozważanego mechanizmu pęknięcia w obecności dodatkowego, jednoosiowego rozciągania	100
6.3.2. Analiza możliwości funkcjonowania rozważanego mechanizmu pęknięcia w warunkach rekrytalizacji dynamicznej	106
6.4. Paradoks dodatkowego, jednoosiowego ściskania ciętego materiału - w świetle opracowanego modelu mechanizmu pęknięcia .	112
6.5. Inne aspekty dekohezji sterowanej, związane z lokalizacją odkształceń w mikroskopowych pasmach ścinania.	117
7. Podsumowanie.	123
Literatura	127

CONTENTS

List of symbols	3
Introduction.	6
1. Fundamental concepts and definitions - cracking, shearing, great strain, heterogeneities of the structure caused by plastic strain	9
2. Modern views on the mechanism of nucleation and development of cracking in metals	18
2.1. Dislocation models of microcracks nucleation.	21
2.2. The growth of microcracks and the macroscopic development of cracking	31
2.3. The mechanism of shear fracture	35
3. Problems of controlled decohesion in plastic working processes .	40
3.1. The existing methods of analysis and control of cracking during shearing	41
3.2. The control of shear fracture in view of the criteria and the methods of the mechanics of cracking.	44
3.3. Problems of the analysis of cracking at great plastic strain.	48
3.3.1. Cracking and the location of strain in shear bands .	49
3.3.2. Cracking and the rotational modes of plastic strain.	52
4. A proposal of a kinematic model of the mechanism of fracture at transverse shearing of metals.	55
4.1. The geometry of the plastic strain area and the macroscopic development of fracture	56
4.2. The microscopic aspects of strain location.	58
4.3. Models of the suggested mechanisms of fracture.	62
4.3.1. Models of the macroscopic development of fracture. .	62
4.3.2. Models of fracture along microscopic shearing bands SBS1	63
4.3.3. Interpretation of the fracture surface shape - in view of the suggested mechanism of cracking	67
5. The mechanism of fracture at transverse shearing of metals - experimental verification.	70
5.1. The aim and the scope of the tests.	70

5.2. The course of the tests.	71
5.2.1. The properties of the tested material	71
5.2.2. The test stand and the shearing process parameters	74
5.2.3. The test methods.	75
5.3. The test results	77
5.3.1. The shape and the position of zone MLS (macroscopic location of strain) and the initial development of fracture depending on the geometry of the shearing elements.	77
5.3.2. The evolution of the shape of zone MLS and the shape of the fracture face.	80
5.3.3. The mechanism of fracture along of microscopic shear bands SBsI	86
5.3.4. The analysed mechanism of fracture in view of the fractographic studies	93
5.4. Recapitulation	97
6. Discussion.	98
6.1. Introduction	98
6.2. Postulates of the universality of the proposed model of the fracture mechanism - for fracture preceded by the location of strain in the microscopic shear bands.	99
6.3. The realizability of the universality postulates of the proposed model of the fracture mechanism	100
6.3.1. The functioning of the suggested mechanism of fracture in the presence of additional uniaxial tension	100
6.3.2. Analysis of the possible functioning of the suggested mechanism of fracture in the conditions of dynamic recrystallization	106
6.4. The paradox of additional uniaxial compression of the sheared material from the point of view of the proposed model of the fracture mechanism.	112
6.5. Other aspects of controlled decohesion associated with the location of strain in the microscopic shear bands.	117
7. Recapitulation.	123
References	127



PRACE NAUKOWE INSTYTUTU TECHNOLOGII BUDOWY MASZYN
(wydane w latach 1988—1990)

Nr 36, Konferencje nr 13, <i>Komputerowe wspomaganie konstruowania obrabiarek i procesów obróbki skrawaniem CAD-CAM-CIM '88</i> , Wrocław 1988	460,—
Nr 37, <i>Studia i Materiały</i> nr 17, <i>Technologia odlewnictwa</i> , Wrocław 1988	220,—
Nr 38, Konferencje nr 14, <i>I Naukowa szkoła nadzorowania i diagnostyki systemów obróbkowych</i> , Wrocław 1988	220,—
Nr 39, Monografie nr 7, A. Matuszak, <i>Metodyka określania wykrawalności blach</i> , Wrocław 1989	720,—
Nr 40, Monografie nr 8, B. Storch, <i>Wzajemne oddziaływanie naroża ostrza i materiału skrawanego</i> , Wrocław 1989	580,—
Nr 41, Monografie nr 9, M. Miernik, <i>Podstawy skrawania stopów kobaltowych</i> , Wrocław 1989	660,—
Nr 42, Konferencje nr 15, <i>II Międzynarodowe Sympozjum, Obróbka dokładna i wykańczająca FPM '89</i> , Wrocław 1989	600,—
Nr 43, Monografie nr 10, J. Krzyżanowski, <i>Własności układu konstrukcyjnego obrabiarek skrawających. Zagadnienia oceny ze względu na dokładność kształtowania</i> , Wrocław 1990	1400,—

Subscription should be sent (at any time of the year) to:

"Ars Polona"

Krakowskie Przedmieście 7, 00-068 Warszawa

Bank account number: PBK XIII Oddz. W-wa 370044-1195-139-11

Zamówienia na prenumeratę można składać:

OR PAN, PKiN, 00-901 Warszawa

Nr konta bankowego: PBK IX Oddz. W-wa, 370031-4792

Wydawnictwa Politechniki Wrocławskiej

są do nabycia w:

P.P. „Dom Książki”

Księgarni Wr 49

Wybrzeże Wyspiańskiego 27

oraz kiosku przy Wydawnictwie Politechniki Wrocławskiej

Plac Grunwaldzki 13, 50-377 Wrocław

(budynek D-1 PWr.)

ISSN 0324-9352