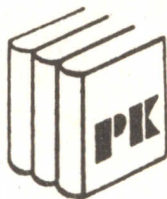


M E C H A N I K A

z. 72

LESZEK WOJNAR

FRAKTOGRAFIA ILOŚCIOWA PODSTAWY I KOMPUTEROWE WSPOMAGANIE BADAŃ



POLITECHNIKA KRAKOWSKA
ZESZYT NAUKOWY NR 2 KRAKÓW 1990



BIBLIOTEKA CYFROWA POLITECHNIKI KRAKOWSKIEJ

M E C H A N I K A

z. 72

LESZEK WOJNAR

FRAKTOGRAFIA ILOŚCIOWA
PODSTAWY I KOMPUTEROWE WSPOMAGANIE BADAŃ



POLITECHNIKA KRAKOWSKA
ZESZYT NAUKOWY NR 2 KRAKÓW 1990



PRZEWODNICZĄCY KOLEGIUM REDAKCYJNEGO
WYDAWNICTW POLITECHNIKI KRAKOWSKIEJ
Władysław Hejmo

PRZEWODNICZĄCY SEKCJI ZESZYTÓW NAUKOWYCH
I MONOGRAFII
Roman Ciesielski

REDAKTOR SERII
Marian Zabłocki

REDAKTOR NAUKOWY PRACY
Ryszard Kozłowski

SEKRETARZ SEKCJI
Marta Kupłowska

RECENZENCI
Jerzy Ryś
Stefania Stachura

ADRES REDAKCJI
ul. Warszawska 24
31-155 Kraków

Copyright by Politechnika Krakowska

ISSN 0372-9486

Wykonano w Zakładzie Graficznym Politechniki Krakowskiej w Krakowie.
Nakład 200+18 egz. Ark.wyd. 6,5. Ark.druk. 8,375. Oddano do druku 26.
04.1990 r. Podpisano do druku 7.05.1990 r.

Zám. 152/90

Cena zł 3.250,-



LESZEK WOJNAR

FRAKTOGRAFIA ILOŚCIOWA

PODSTAWY I KOMPUTEROWE WSPOMAGANIE BADAŃ

OZNACZENIA

A'	mm^2	- pole powierzchni rzutu przełomu,
A_A	-	- udział powierzchniowy na przekroju materiału,
$A_{A'}$	-	- udział powierzchniowy na rzucie przełomu,
A_i	mm^2	- pole powierzchni i-tego elementu na rzucie przełomu,
$\frac{da}{dN}$	mm	- prędkość wzrostu szczeliny zmęczeniowej,
C	-	- funkcja kowariancji, - stała,
d	mm	- średnica komina w modelu przełomu,
D	-	- wymiar fraktalny,
DO	-	- zmodyfikowany stopień orientacji,
D_β	-	- zmodyfikowany wymiar fraktalny,
f	-	- funkcja,
h	mm	- wysokość komina w modelu przełomu,
h		- wysokość prostokąta pomiarowego w metodzie pionowych przecięć,
\bar{h}	mm	- średnia wysokość szczytu,
h_i	mm	- względna wysokość szczytu na przekroju przez przełom,

h_x	mm	- elementarny przyrost x w cyfrowym zapisie profilu,
i	-	- zmienna porządkująca elementy zbioru,
J_{Ic}	N/mm	- całka J , miara odporności na pękanie wg PN-88/H-04336,
K	J	- energia łamania próbek Charpy-V,
K	mm ⁻¹	- średnia krzywizna linii,
l	mm	- długość głównej części profilu,
\bar{l}	mm	- średnia cięciwa, - średnia odległość w poziomie pomiędzy szczytem i dnem doliny,
l_i	mm	- odległość w poziomie między szczytem i dnem doliny na przekroju przez przełom,
L	mm	- długość linii profilu przełomu,
L_i	mm	- długość i -tego elementu na przełomie,
L'	mm	- długość rzutu profilu przełomu,
L'_A	mm ⁻¹	- sumaryczna długość elementów liniowych na jednostkę powierzchni rzutu przełomu,
L'_i	mm	- długość i -tego elementu na rzucie przełomu,
L_L	-	- udział liniowy elementów na rzucie przełomu,
L_{Lp}	-	- udział liniowy fazy wzdłuż linii profilu przełomu,
L_{oi}	mm	- długość i -tego przesłonięcia na przekroju przełomu,
L_S	mm ⁻¹	- sumaryczna długość elementów liniowych na jednostkę pola powierzchni przełomu,
L_t	mm	- długość całkowitego rzutu profilu przełomu,
m	-	- całkowita liczba cykloid przeanalizowanych w metodzie pionowych przecięć,
n	-	- liczba elementów zbioru, - liczba pęknięć wtórnych,
N	-	- liczba elementów na powierzchni przełomu, - liczba przecięć siecznych z linią profilu przełomu, - liczba segmentów tworzących wyjściową figurę fraktala,
N_A	mm ⁻²	- liczba elementów na jednostkę powierzchni,
N'_A	mm ⁻²	- liczba elementów na jednostkę powierzchni rzutu przełomu,
N'_L	mm ⁻¹	- liczba elementów na jednostkę długości (mierzona na rzucie przełomu),
N_P	mm ⁻¹	- gęstość pęknięć wtórnych,
N_S	mm ⁻²	- liczba elementów na jednostkę pola powierzchni przełomu,
m	-	- całkowita liczba cykloid przeanalizowanych w metodzie pionowych przecięć,
Q_F	-	- współczynnik przesłonięcia,

OL	mm	- średnia długość pojedynczego przesłonięcia,
P_L	mm^{-1}	- liczba przecięć na jednostkę długości siecznej,
P_{\perp}	-	- liczba przecięć profilu przełomu z pionowymi liniami kwadratowej siatki,
P_{II}	-	- liczba przecięć profilu przełomu z poziomymi liniami kwadratowej siatki,
r	-	- stopień zmniejszania elementów tworzących fraktal przy kolejnych etapach budowania fraktala,
r	mm	- promień krzywizny,
R	mm	- promień sfery,
$R(A)$	-	- współczynnik udziału powierzchniowego cząstek na przełomie,
R_L	-	- współczynnik rozwinięcia profilu przełomu,
$R_L(\text{mp})$	-	- wartość R_L dla głównej części pęknięcia,
$R_L(0)$	-	- wartość R_L dla nieskończenie małego kroku pomiarowego,
$(R_L)_0$	-	- teoretycznie maksymalna (asymptotyczna) wartość R_L ,
$R_L(\eta)$	-	- wartość R_L dla kroku pomiarowego η ,
$R(N)$	-	- współczynnik liczebności cząstek na przełomie,
R_S	-	- współczynnik rozwinięcia powierzchni przełomu,
R_V	-	- stosunek średniej wysokości szczytu do średniej odległości w poziomie między szczytem i dnem doliny,
S	mm^2	- pole powierzchni przełomu,
S_i	mm^2	- pole powierzchni i-tego elementu na powierzchni przełomu,
S_S	-	- udział powierzchniowy na przełomie,
S_V	mm^{-1}	- powierzchnia względna (inne określenie: właściwa),
t	$^{\circ}\text{C}$	- temperatura,
V_V	-	- udział objętościowy,
$X[i]$	mm	- odcięta i-tego elementu w cyfrowym zapisie przekroju,
$Y[i]$	mm	- rzędna i-tego elementu w cyfrowym zapisie przekroju,
α	$^{\circ}$	- kąt,
β	-	- współczynnik poprawkowy do obliczania $R(A)$ i $R(N)$,
δ	mm	- średnia długość pęknięcia wtórnego,
δ_i	mm	- długość i-tego pęknięcia wtórnego,
Δ	mm	- średnia długość profilu między pęknięciami wtórnymi,
ΔK	$\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$	- amplituda współczynnika intensywności naprężeń,
Δl_i	mm	- długość profilu między i-tym pęknięciem wtórnym i pęknięciem poprzedzającym go (nr $i-1$),
Δy	mm	- odległość pomiędzy poziomymi siecznymi,

λ	mm	- średnia droga pęknięcia wewnątrz fazy, - średnia droga swobodna,
$\sum P_i$	-	- liczba punktów przecięć profilu przełomu z systemem poziomych siecznych;
η	mm	- krok pomiarowy przy analizie fraktalnej.
$\Omega_{1,2}$	-	- stopień orientacji,
τ	mm	- wielkość przesunięcia przy analizie kowariancji,
ζ	-	- współczynnik dominacji fazy na przełomie.

SKRÓTY

GPP	-	główna powierzchnia pęknięcia,
KPP	-	kierunek propagacji pęknięcia,
SSD	-	szerokość strefy odkształconej na dnie karbu (ang. SZW - Stretch Zone Width).

WSTĘP

Badania nad historią metalurgii wskazują, że pewne elementy badań przełomów były stosowane już w epoce brązu [65], a najstarszym znanym opisem analizy fraktograficznej jest pochodząca z 1540 roku praca Vannoccio Biringuccia, pt. *De La Pirotechnica* [6]. Rozwój badań przełomów był jednak bardzo powolny aż do lat trzydziestych bieżącego stulecia, kiedy to stwierdzono istnienie współzależności pomiędzy wyglądem powierzchni przełomu i mikrostrukturą materiału. Jednym z wyników tego spostrzeżenia było opracowanie znormalizowanej skali wzorców wielkości ziarna stali opartej na badaniach przełomów [1].

W odróżnieniu od badań fraktograficznych sam termin "fraktografia" został wprowadzony dopiero w 1944 roku przez C.A. Zapffe'go [105] i przez pewien czas był używany na przemian z określeniem "fraktologia" [106]. Prace Zapffe'go zapoczątkowały rozwój współczesnej fraktografii; m.in. uważa się, że był on pierwszym badaczem, który obserwował na przełomach zmęczeniowych prążki pochodzące od pojedynczych cykli obciążenia [107]. Zapffe prowadził swoje badania za pomocą mikroskopii optycznej i opanował tę technikę do perfekcji, jednakże wykorzystanie mikroskopu elektronowego spowodowało zapomnienie jego osiągnięć.

Wprowadzenie do fraktografii techniki transmisyjnej mikroskopii elektronowej umożliwiło skokowe zwiększenie zdolności rozdzielczej obrazów powierzchni przełomów. Dodatkowo, poprzez połączenie badań replik przełomów i cienkich folii wykonanych z warstw materiału leżących w bezpośrednim sąsiedztwie powierzchni pęknięcia, osiągnięto istotny postęp w wyjaśnieniu mechanizmów pęknięcia [23].

Prawdziwą lawinę prac dotyczących fraktografii spowodowało jednak dopiero zastosowanie skaningowej mikroskopii elektronowej, która łączy w sobie możliwość uzyskiwania obrazów o dużym powiększeniu i głębi ostrości z wielką prostotą przygotowania próbek do badań. Za początek tego okresu przyjmuje się rok 1965, w którym powstał pierwszy komercyjny mikroskop skaningowy (Stereoscan). Znaczenie fraktografii we współczesnych badaniach materiałów może ilustrować fakt, że poświęcono jej osobny tom poradnika *Metals Handbook* [22].

W Polsce rozwój badań fraktograficznych przypadł szczególnie na

lata siedemdziesiąte. Prace m.in. Maciejnego [46,47] i Stachurowej [67,68,69] rozpoczęły okres powszechnego stosowania fraktografii do badania mechanizmów pękania. W wyniku licznych prac dokonano klasyfikacji powierzchni pęknięć i poszczególne ich rodzaje powiązano z mechanizmem pękania materiału. W monografii Kocańdy [42] zawarto obszerny atlas powierzchni przełomów i opis ich interpretacji.

Wzrastająca liczba badań fraktograficznych doprowadziła do prób ilościowej interpretacji przełomów. W 1973 roku Broek [7] wykazał istnienie związku pomiędzy odległością wtrąceń niemetalicznych i średnicą pustek na powierzchni ciągliwego przełomu, a w rok później ukazało się pierwsze systematyczne opracowanie teoretycznych podstaw fraktografii ilościowej [20]. Od tego czasu opublikowano liczne prace teoretyczne, związane głównie z nazwiskami Chermanta i Costera [10-15], Karlssona i współpracowników [39-40, 101-103] oraz Underwooda [79-86].

W Polsce Maciejny [46] i Kocańda [42] zwrócili uwagę na potrzebę ilościowego podejścia do interpretacji przełomów, lecz istotny postęp w tej dziedzinie nastąpił dopiero na początku lat osiemdziesiątych. Zespół pracowników katowickiego oddziału Politechniki Śląskiej przeprowadził rozległe badania nad metodyką fraktografii ilościowej. Wynikiem ich prac była analiza istniejących metod ilościowej analizy fraktograficznej [16] oraz rozwinięcie metod symulacji komputerowej powierzchni przełomów [75,76]. Podjęto również próby korelowania ilościowych parametrów przełomu z właściwościami materiałów [74]. Badania z zakresu fraktografii ilościowej podjęto również na Politechnice Krakowskiej; większość z nich została wykorzystana i omówiona w niniejszej pracy.

Celem fraktografii ilościowej jest opis zjawisk i charakterystyka powierzchni pęknięć za pomocą rzeczywistych pól powierzchni, długości, liczebności, współczynników kształtu, stopni orientacji oraz rozkładów tych wielkości mierzonych na powierzchni pęknięcia. Precyzyjna, liczbowa charakterystyka powierzchni pęknięcia ma służyć lepszej analizie awarii, dokładniejszemu opisowi zależności pomiędzy mikrostrukturą i procesem pękania oraz tworzeniu nowych materiałów, lepiej przystosowanych do trudnych warunków pracy.

Przy ukształtowanych już w znacznym stopniu podstawach teoretycznych należało spodziewać się licznych publikacji dotyczących zastosowań fraktografii ilościowej. Wprawdzie w opublikowanych ostatnio pracach przeglądowych [5,10,15,39,74,84] podano pewne przykłady

zastosowań, ale nie mają one szerszego znaczenia praktycznego. Omawiane przykłady dotyczą korelacji pomiędzy strukturą i zachowaniem się materiału podczas procesu pęknięcia a wybranymi ilościowymi charakterystykami powierzchni pęknięcia, są jednak pozbawione analizy i interpretacji fizycznego sensu obserwowanych zależności. W konsekwencji niektóre próby stosowania metod fraktografii ilościowej prowadziły do niewłaściwego doboru mierzonych parametrów i do wniosku, że metody fraktografii ilościowej są mało przydatne w praktyce [19,64,91]. Wspomniane niepowodzenia wymuszają wprowadzenie w metodyce fraktografii ilościowej zmian, które polegają na dążeniu do opracowania zasad właściwego doboru wielkości wyznaczanych na powierzchni przełomu i używanych następnie do analizy procesu pęknięcia [95,96].

TEZA I ZAKRES PRACY

Fraktografia ilościowa stanowi nowe narzędzie w badaniach materiałoznawczych - od sformułowania jej pierwszych podstaw teoretycznych upłynęło kilkanaście lat. Za pomocą tego narzędzia możliwy jest obiektywny, ilościowy opis powierzchni przełomu oraz powiązanie tego opisu z charakterystykami struktury materiału i procesu pęknięcia. W ten sposób fraktografia ilościowa, jako jedyna znana obecnie metoda badawcza, pozwala na otrzymanie ilościowych informacji dotyczących mechanizmów dekohezji materiałów. Uzyskanie tych informacji wymaga jednak umiejętnego doboru zarówno mierzonych parametrów, jak i sposobu ich pomiaru. Badania modelowe i symulacyjne mogą stanowić istotną pomoc przy właściwym doborze mierzonych parametrów.

Głównym celem niniejszej pracy jest próba uporządkowania i uzupełnienia istniejących podstaw fraktografii ilościowej, wykazanie możliwości analizy przełomów za pomocą mikrokomputerów oraz przedstawienie sposobu wykorzystania ilościowej charakterystyki przełomu do opisu mechanizmów pęknięcia.

Praca składa się z trzech części. Część I zawiera niezbędne podstawy teoretyczne; propozycja klasyfikacji powierzchni pęknięć, skorygowana wartość teoretycznie maksymalnego pola powierzchni przełomu i ilościowa analiza geometrii wtórnych pęknięć stanowią wkład autora do teoretycznych podstaw fraktografii ilościowej. Z kolei II część pracy obejmuje zagadnienia związane z wykorzystaniem mikrokomputerów w ilościowych badaniach fraktograficznych. W

szczególności przeprowadzono w niej analizę wpływu sposobu wprowadzania cyfrowych danych (dygitalizacji) na wyniki obliczeń. Ostatnia III część pracy jest poświęcona badaniu rzeczywistych przełomów. Opisano w niej sposób doboru mierzonych parametrów oraz podano kilka przykładów zastosowań.

Wszystkie wyniki badań wykorzystane w tej pracy otrzymano za pomocą komputerów typu IBM PC/XT/AT sprzęgniętych z digitizerem SummaSketch MM1201, przy czym odpowiednie programy zostały napisane w języku Turbo Pascal przez autora. Obliczenia przeprowadzono w Instytucie Materiałoznawstwa i Technologii Metali Politechniki Krakowskiej oraz w Centrum Komputerowym uniwersytetu w Cambridge.

1. TEORETYCZNE PODSTAWY FRAKTOGRAFII IŁOŚCIOWEJ

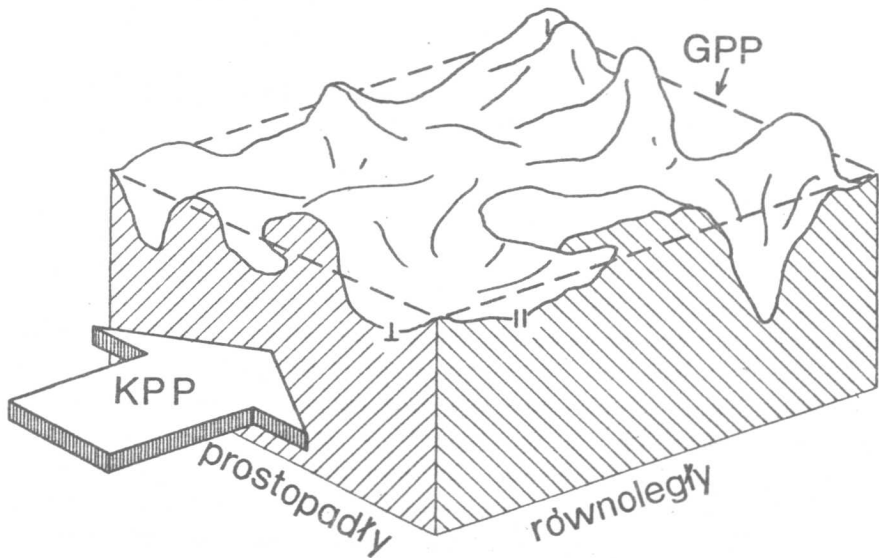
1.1. PODSTAWOWE POJĘCIA I PARAMETRY FRAKTOGRAFII IŁOŚCIOWEJ

W zdecydowanej większości przypadków powierzchnia pęknięcia (przełom) może być opisana w skali makro za pomocą płaszczyzny nazywanej główną płaszczyzną pęknięcia (GPP), na której z kolei można wyróżnić kierunek propagacji (rozwijania się) pęknięcia (KPP). Główna płaszczyzna i kierunek propagacji pęknięcia stanowią układ odniesienia dla wszystkich pomiarów fraktografii ilościowej (rys.1), które przeprowadza się na przekrojach lub rzutach powierzchni pęknięcia.

Przekroje wykonuje się prostopadle do głównej płaszczyzny i stąd nazywane są również pionowymi przecięciami. Zwykle przekroje są równoległe lub prostopadłe do kierunku propagacji pęknięcia. Wszystkie wielkości wyznaczone na przekrojach są wtedy oznaczane indeksami II i \perp tak, jak na rys.1, a same przekroje określa się w skrócie jako wzdłużne lub poprzeczne, pomijając słowa "do kierunku propagacji pęknięcia". W niektórych przypadkach, np. przy jednoosiowym rozciąganiu walcowanych metalowych prętów, nie można wyróżnić jednego, uprzywilejowanego kierunku rozwijania się pęknięcia i przekroje wykonane w różnych kierunkach są statystycznie nierozróżnialne. W takich przypadkach wielkości mierzonych na przekrojach nie oznacza się w żaden szczególny sposób. W miejscu przecięcia się płaszczyzny przekroju z powierzchnią przełomu powstaje linia, którą nazywa się profilem przełomu. Wiele parametrów, stosowanych we fraktografii ilościowej, stanowi w istocie charakterystyki profilu przełomu.

Drugim podstawowym źródłem informacji o przełomie są obrazy powierzchni pęknięcia, które z punktu widzenia geometrii są rzutami prostopadłymi na płaszczyznę obrazu. Najczęściej stosuje się rzuty na płaszczyznę równoległą do głównej płaszczyzny pęknięcia. Obserwacje przełomów pod innymi kątami prowadzi się przede wszystkim

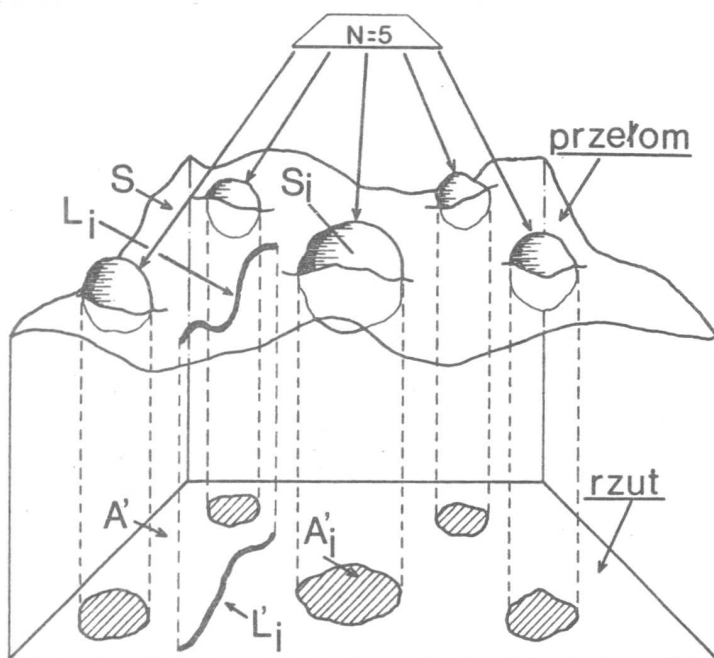
przy tworzeniu obrazów stereoskopowych i odtwarzaniu trójwymiarowej budowy powierzchni pęknięcia. Wzajemne relacje powierzchni przełomu i jej rzutu przedstawiono na rys.2.



Rys.1. Schematyczne przedstawienie powierzchni pęknięcia wraz z zaznaczonymi: główną płaszczyzną pęknięcia, kierunkiem rozwijania się pęknięcia oraz równoległym i prostopadłym przekrojem

Dokonywanie pomiarów bezpośrednio na przełomie jest w większości przypadków niemożliwe, dlatego też pomiary są wykonywane na rzutach i przekrojach, a wielkości opisujące powierzchnię pęknięcia są wyliczane na podstawie odpowiednich zależności stereologicznych. Jedną z podstawowych miar jest rzeczywiste pole powierzchni pęknięcia S , które jest tym większe, im większy jest stopień rozwinięcia powierzchni przełomu. W celu uniezależnienia się od wielkości analizowanej próbki, wygodnie jest odnieść wartość S do pola powierzchni odpowiedniego rzutu A' (por.rys.2). Stosunek tych dwóch wielkości daje współczynnik rozwinięcia pola powierzchni przełomu R_S [84]:

$$R_S = \frac{S}{A'} \quad (1.1.1)$$



Rys.2. Przełom i jego rzut

Na przełomie może być obecna pewna liczba cząstek, pustek lub innych charakterystycznych elementów, oznaczana literą N (na rys.2 wartość N wynosi 5). Liczba ta, odniesiona do pola powierzchni przełomu, daje liczbę elementów na jednostkę pola powierzchni przełomu N_S [84]:

$$N_S = \frac{N}{S} \quad (1.1.2)$$

natomiast odniesiona do jednostki pola powierzchni rzutu wyraża liczbę elementów na jednostkę pola powierzchni rzutu przełomu N_A' [84]:

$$N_A' = \frac{N}{A'} \quad (1.1.3)$$

W analogiczny sposób można zdefiniować średnią długość elementów liniowych na jednostkę pola powierzchni przełomu:

$$L_S = \frac{\sum_{i=1}^n L_i}{S} \quad (1.1.4)$$

i na jednostkę pola powierzchni rzutu przełomu:

$$L_{A'} = \frac{\sum_{i=1}^n L_i'}{A'} \quad (1.1.5)$$

Podobnie, w przypadku pola powierzchni dowolnych elementów na powierzchni przełomu, można zdefiniować udział powierzchniowy tych elementów na przełomie [84]:

$$S_S = \frac{\sum_{i=1}^n S_i}{S} \quad (1.1.6)$$

i na rzucie przełomu:

$$A_{A'} = \frac{\sum_{i=1}^n A_i}{A'} \quad (1.1.7)$$

Na podstawie definicji wyrażonych wzorami (1.1.1-3) można łatwo wprowadzić równanie umożliwiające obliczanie N_S :

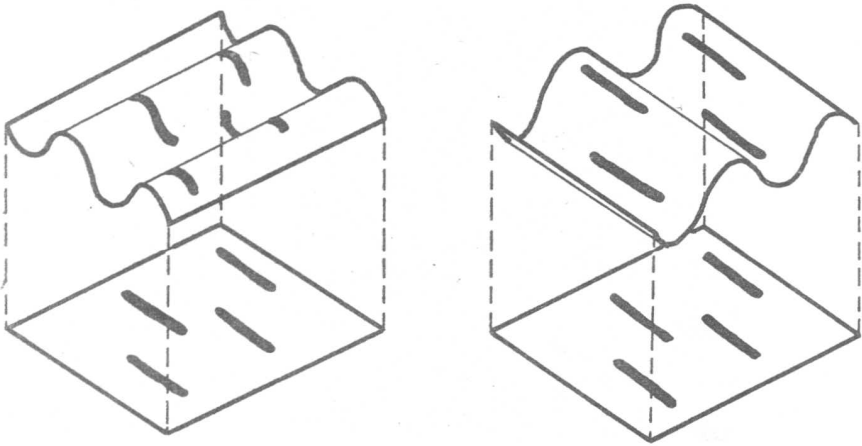
$$N_S = \frac{N_{A'}}{R_S} \quad (1.1.8)$$

Wyznaczenie $N_{A'}$ nie nastręcza większych trudności, natomiast sposób wyznaczania R_S zostanie omówiony w rozdziale 1.2. Równanie (1.1.8) jest ważne bez żadnych dodatkowych założeń. W przypadku L_S istnieje podobne równanie [16]:

$$L_S = \frac{L_{A'}}{R_S} \quad (1.1.9)$$

ale jego ważność jest ograniczona do przypadków, gdy elementy liniowe są rozłożone przypadkowo na powierzchni pęknięcia. Przy uporządkowanym rozłożeniu liniowych elementów, tak jak na rys.3, wzór (1.1.9) traci swoją ważność.

Z podobnym zastrzeżeniem, jak w przypadku zależności (1.1.9),



Rys.3. Przykład dwóch przełomów o identycznym rozwinięciu pola powierzchni i o tej samej gęstości elementów liniowych na rzucie, ale różniących się wielkością gęstości elementów liniowych L_S

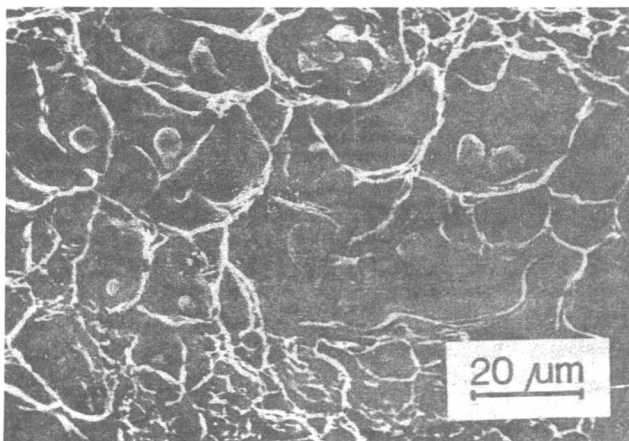
ważne jest równanie [16]:

$$S_S = A_A' \cdot \quad (1.1.10)$$

Ponadto na rzucie przełomu można mierzyć wartości rozmaitych parametrów znanych z klasycznej stereologii [60,62,77], jak np. stopień orientacji elementów liniowych, średnia odległość swobodna, średnia cięciwa itp. Wiele z tych wielkości jest jednak dość trudnych do wyznaczenia ze względu na konieczność identyfikacji i rozgraniczenia poszczególnych składników geometrycznej budowy przełomu. Przykładowo, na fot.4 widoczna jest powierzchnia przełomu zbudowanego z licznych pustek. Obraz tych pustek jest wyraźny, niemniej jednak przy próbach jednoznacznego wyznaczenia granicy pomiędzy poszczególnymi pustkami okazuje się, że jej przebieg w wielu miejscach jest wątpliwy.

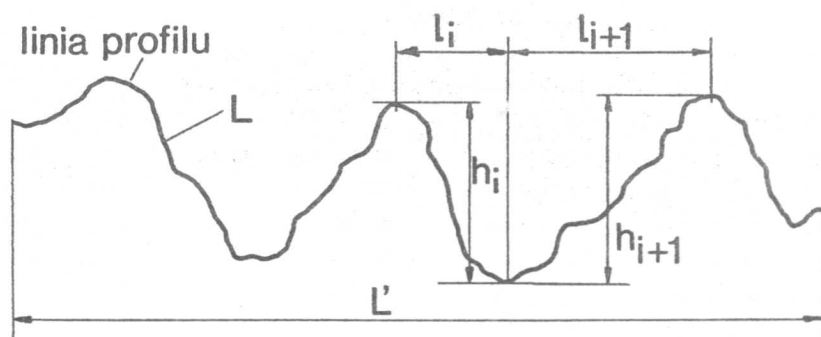
Znacznie łatwiejsze jest prowadzenie pomiarów na przekrojach przełomów, mimo iż przygotowanie przekrojów wymaga znacznego nakładu pracy. Podstawową miarą przekroju jest długość linii jego profilu L , która odniesiona do długości rzutu L' (rys.5) daje współczynnik rozwinięcia linii profilu R_L [84]:

$$R_L = \frac{L}{L'} \cdot \quad (1.1.11)$$



Fot.4. Przełom stali niskowęglowej 0.2% C

Przekrój przez przełom można również traktować jako ciąg szczytów i dolin (por. rys.5). Stopień rozwinięcia przełomu można wtedy scharakteryzować poprzez podanie wartości stosunku R_V średniej względnej wysokości szczytu \bar{h} do średniej odległości \bar{l} w poziomie między szczytem i dnem doliny:



Rys.5. Podstawowe geometryczne miary przekroju przez powierzchnię pęknięcia

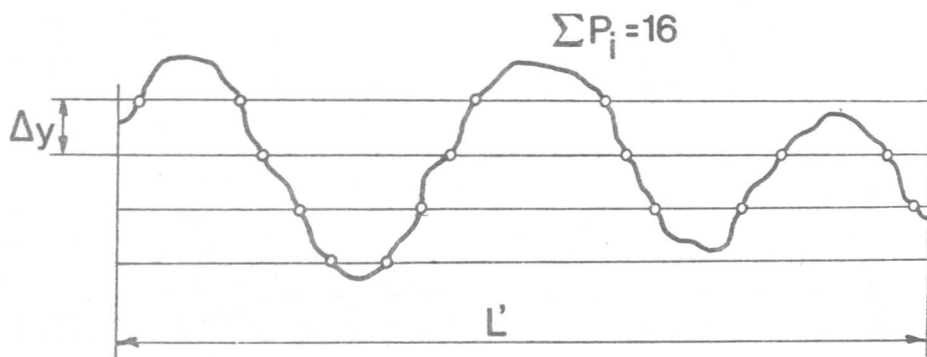
$$R_V = \frac{\sum_{i=1}^n h_i}{\sum_{i=1}^n l_i} \quad (1.1.12)$$

gdzie n jest sumaryczną liczbą szczytów i dolin. Robocze równanie do wyznaczania wartości współczynnika R_V ma postać (por. rys.6) [86]:

$$R_V = \frac{\Delta y}{L'} \sum P_i \quad (1.1.13)$$

Współczynnik R_V jest wielkością bezwymiarową i nie zależy od wielkości szczytów. W celu ilościowego opisu wielkości pojedynczego szczytu wprowadza się pojęcie średniej wysokości szczytu \bar{h} [84]:

$$\bar{h} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n h_i \quad (1.1.14)$$

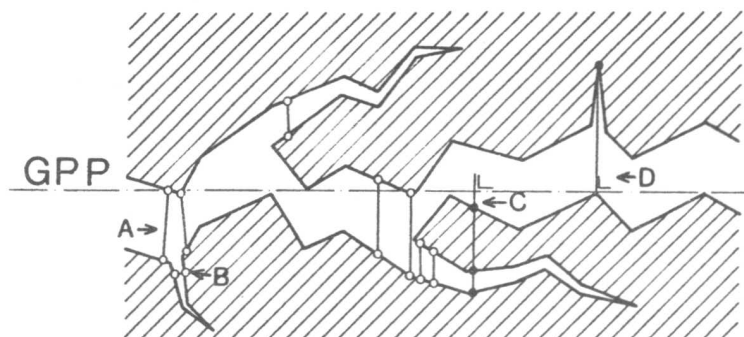


Rys.6. Schemat do wyznaczania wartości współczynnika R_V

Na powierzchniach pęknięć często występują pęknięcia wtórne i przesłonięcia. Niestety, w większości publikacji nie są one ściśle zdefiniowane, co prowadzi do nieporozumień przy ich ilościowej interpretacji. Wojnar i Kumosa [100] zaproponowali definicje oparte na analizie profilu (rys.7).

Pęknięcie materiału prowadzi do podziału ciała na odrębne części (np. górna i dolna część na rys.7). Równocześnie każdemu punktowi na powierzchni przełomu można przyporządkować drugi punkt, leżący na innej

części powierzchni przełomu, który był jego najbliższym sąsiadem przed podziałem ciała na części. Na rys.7 zaznaczono kilka par tak skojarzonych punktów. Jeżeli omawiane punkty należą do rozdzielonych części ciała, tak jak punkty wyróżnione strzałką A, to należą one do pęknięcia głównego. Jeżeli oba skojarzone punkty należą do tej samej części ciała, jak np. punkty wyróżnione strzałką B, to stanowią one część pęknięcia wtórnego.

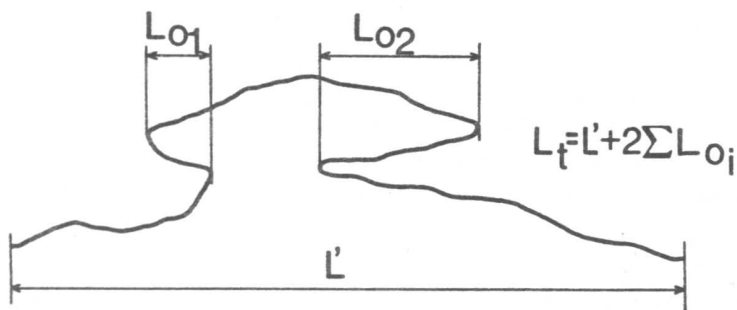


Rys.7. Pęknięcia wtórne i przesłonięcia na przełomie

Z każdym punktem pęknięcia wtórnego można związać linię prostopadłą do GPP (np. linie oznaczone na rys.7 strzałkami C i D). Linia ta może przecinać powierzchnię przełomu jednej części ciała albo w kilku punktach (strzałka C), albo tylko w rozpatrywanym punkcie (strzałka D). W przypadku, gdy omawiana linia prostopadła do GPP przecina powierzchnię pęknięcia w kilku punktach, pęknięcie wtórne jest częścią przesłonięcia.

Pęknięcia wtórne i przesłonięcia zostaną omówione dokładniej w rozdziale 1.3; w tym miejscu ilościowy opis tych zjawisk zostanie ograniczony do wprowadzenia współczynnika przesłonięcia Q_F zaproponowanego przez Wrighta i Karlssona [101]. Q_F jest stosunkiem długości całkowitego rzutu linii profilu przełomu L_t do długości rzutu profilu przełomu L' (por.rys.8):

$$Q_F = \frac{L_t}{L'} \quad (1.1.15)$$



Rys.8. Schemat do wyznaczania współczynnika przesłonięcia Q_F

Powyższe przykłady nie wyczerpują wszystkich parametrów używanych do opisu powierzchni przełomu. Stanowią one jednak grupę głównych, podstawowych wielkości i bardzo często służą do obliczania innych, bardziej złożonych parametrów, które zostaną omówione szczegółowo w rozdziale 1.3.

Rozważania te zakończymy ogólnymi uwagami na temat warunków stosowania w badaniach fraktograficznych rzutów i przekrojów przez przełomy. Rzuty dają znacznie większą ilość informacji niż przekroje, szczególnie odnośnie do przestrzennej budowy przełomu. Poza tym, dzięki współczesnym metodom badawczym, są stosunkowo łatwe do otrzymania i wręcz niezbędne przy próbach stereoskopowego odtwarzania rzeźby powierzchni przełomu. Z kolei przekroje, mimo znacznej pracochłonności przygotowania, są łatwiejsze do interpretacji, szczególnie przy użyciu prostych metod półautomatycznych. Ponadto umożliwiają jednoczesne analizowanie zarówno profilu powierzchni przełomu, jak i przylegającej doń mikrostruktury materiału. Jest to szczególnie ważne przy badaniu mechanizmów pękania.

W chwili obecnej badania na przekrojach są bardziej rozpowszechnione niż badania na rzutach. Również i w tej pracy zdecydowana większość badań została przeprowadzona na przekrojach przełomów.

12. POLE POWIERZCHNI PĘKNIĘCIA

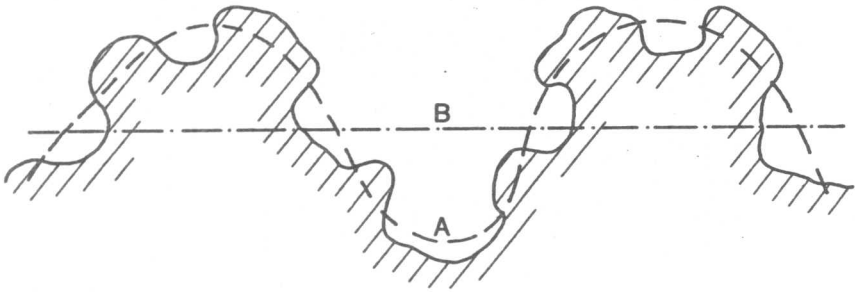
Pole powierzchni pęknięcia jest jedną z podstawowych wielkości charakteryzujących ilościowo przełom. Mimo poświęcenia temu zagadnieniu znacznej liczby prac [15,20,21,24,25,74,76,80,94,101,102] problem oceny pola powierzchni przełomu w dalszym ciągu nie jest ostatecznie rozwiązany i dlatego zostanie omówiony nieco szerzej.

PODZIAŁ POWIERZCHNI PĘKNIĘĆ

Wprowadzenie klasyfikacji powierzchni pęknięć jest potrzebne w celu ułatwienia analizy związków pomiędzy topografią powierzchni przełomu i mechanizmem pęknięcia. Stąd wywodzi się powszechnie znany podział na pęknięcia ciągłe, łupliwe i zmęczeniowe, który odwołuje się do charakterystycznych cech tych przełomów, takich jak obecność mikropustek, wzoru dorzeczy lub prążków na przełomie. Pomimo pewnych obiecujących prób [74] do tej pory nie został opracowany sposób automatycznego rozpoznawania tych rodzajów pęknięć. Dla potrzeb ilościowego opisu przełomów należy więc wprowadzić inną klasyfikację, opartą na cechach geometrycznych powierzchni pęknięcia.

Jeden z pierwszych kompletnych sposobów klasyfikacji powierzchni pęknięć został zaproponowany przez El Soudaniego [20], który oparł swoją klasyfikację na pojęciu "podziałowej powierzchni pęknięcia". Została ona zdefiniowana jako "matematyczna powierzchnia dzieląca powierzchnię pęknięcia w taki sposób, że całkowita objętość materiału powyżej tej powierzchni jest równa całkowitej objętości pustek poniżej tej powierzchni". Na podstawie charakteru powierzchni podziałowej oceniano przełom jako "nominalnie płaski", "nominalnie krzywoliniowy" czy też "zygzakowaty" itp. Koncepcja El Soudaniego wywarła znaczny wpływ na późniejsze prace z dziedziny fraktografii ilościowej. Równocześnie jednak pojęcie powierzchni podziałowej, na której oparty został podział powierzchni pęknięć, okazało się najsłabszą stroną całej koncepcji. Dzieje się tak dlatego, że powierzchnia podziałowa nie

jest zdefiniowana w sposób ścisły i jednoznaczny (por. rys.9). Na rys.9 widoczny jest profil powierzchni pęknięcia i dwóch powierzchni podziałowych: krzywoliniowej A i płaskiej B. Obydwie są zgodne z definicją El Soudaniego; tak więc rozpatrywaną powierzchnię można ocenić zarówno jako "nominalnie krzywoliniową", jak i "nominalnie płaską". Można też wprowadzić inny sposób klasyfikacji (używany dalej w tej pracy), oparty na pojęciu zmodyfikowanego stopnia orientacji linii profilu przełomu [100]. Pierwsza wersja tego sposobu klasyfikacji została przedstawiona podczas VII Międzynarodowego Kongresu Stereologicznego w Caen [98].

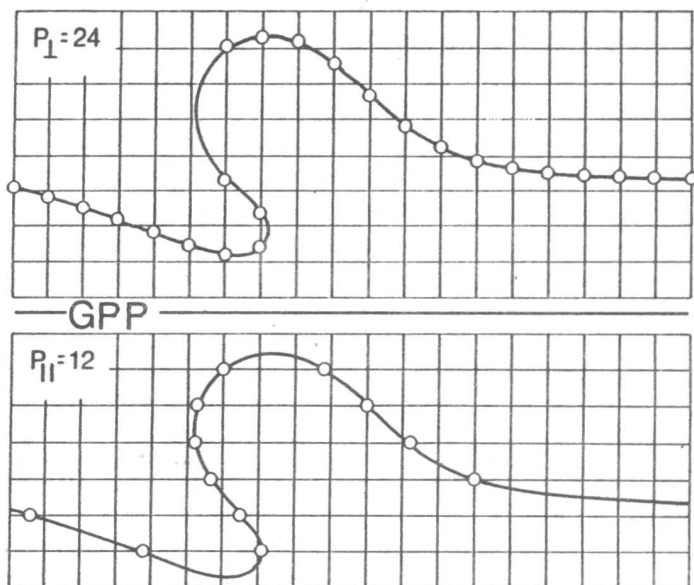


Rys.9. Schematyczne przedstawienie braku jednoznaczności określenia podziałowej powierzchni pęknięcia. Na przełom nałożono dwie różne powierzchnie podziałowe, oznaczone literami A i B

Klasyczny stopień orientacji $\Omega_{1,2}$ [60,77] został opracowany dla układu linii, który można rozpatrywać jako złożenie dwóch układów: liniowo zorientowanego i niezorientowanego. $\Omega_{1,2}$ jest liczony przy założeniu, że oś orientacji pokrywa się z częścią liniowo zorientowaną. Konsekwencją powyższego założenia jest następująca, podstawowa właściwość klasycznego stopnia orientacji:

$$0 \leq \Omega_{1,2} \leq 1 \quad (1.2.1)$$

gdzie 0 i 1 odpowiadają odpowiednio niezorientowanemu i w pełni liniowo zorientowanemu systemowi linii. W przypadku powierzchni pęknięcia wydaje się naturalne przyjęcie założenia, że oś orientacji jest równoległa do głównej płaszczyzny pęknięcia. Niestety, taki wybór osi orientacji uniemożliwia wyznaczenie wartości $\Omega_{1,2}$ dla niektórych konfiguracji przekrojów przez powierzchnię pęknięcia. Natomiast zawsze



Rys.10. Wyznaczanie zmodyfikowanego stopnia orientacji. Opis w tekście

można wyznaczyć zmodyfikowany stopień orientacji [94,100].

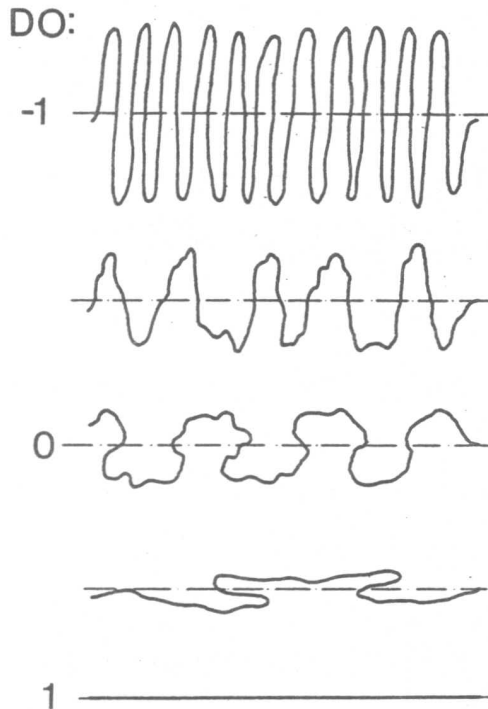
Na rys.10 przedstawiono profil powierzchni pęknięcia wraz z kwadratową siatką przyłożoną w taki sposób, że jeden bok kwadratów jest równoległy do głównej powierzchni pęknięcia (GPP). Pomiary są oparte na zliczaniu liczby przecięć profilu z siatką. Liczba przecięć z liniami pionowymi (prostopadłymi do GPP) jest oznaczana przez P_{\perp} , podczas gdy liczba przecięć z liniami poziomymi (równoległymi do GPP) jest oznaczana za pomocą symbolu P_{\parallel} . Dla fragmentu profilu na rys.10 P_{\perp} wynosi 24, a P_{\parallel} jest równe 12. Zmodyfikowany stopień orientacji DO jest zdefiniowany jako [94,100]:

$$DO = \frac{P_{\perp} - P_{\parallel}}{P_{\perp} + (\pi/2 - 1) \cdot P_{\parallel}} \quad \text{dla } P_{\perp} \geq P_{\parallel} \quad (1.2.2a)$$

$$DO = \frac{P_{\perp} - P_{\parallel}}{(\pi/2 - 1) \cdot P_{\perp} + P_{\parallel}} \quad \text{dla } P_{\perp} < P_{\parallel} \quad (1.2.2b)$$

co dla przykładu na rys.10 daje DO równe 0,39.

Ze sposobu zdefiniowania współczynnika DO widać, że przyjmuje on wartości z zakresu od -1 do 1 . Kilka przykładów linii o różnych wartościach DO pokazano na rys.11. Należy przypomnieć, że klasyczny stopień orientacji dotyczy sytuacji, gdy $P_{\perp} > P_{\parallel}$ i jest obliczany wg zależności (1.2.2a). Wyprowadzenie tego wzoru podają monografie z dziedziny stereologii [60,62,77].



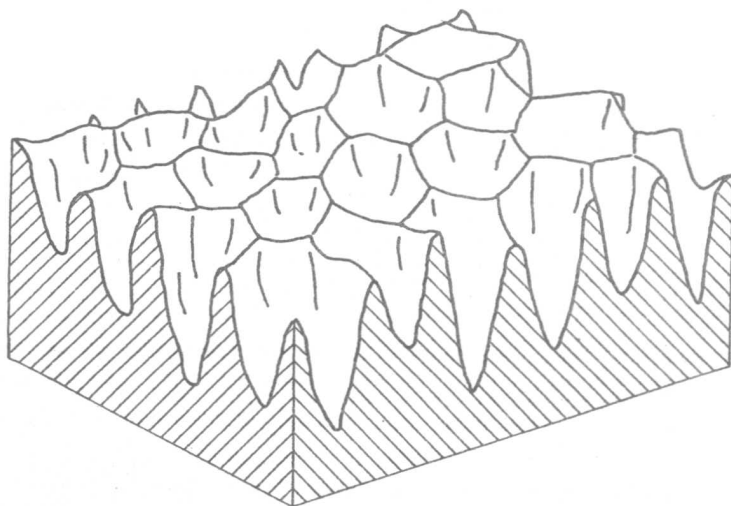
Rys.11. Przykłady linii o różnych stopniach orientacji mierzonych za pomocą zmodyfikowanego stopnia orientacji. Linie poziomu przyjęto jako oś orientacji. Poszczególne linie wykazują, licząc od góry, coraz to większe stopnie orientacji, poczynając od $DO=-1$ i kończąc na $DO=1$

Klasyfikacja powierzchni pęknięć jest oparta na porównaniu wartości DO dla przekrojów wzdłużnego i poprzecznego i zawarto ją w tabelicy 1. Z kolei rys.1, 12 i 13 przedstawiają niektóre, wybrane rodzaje powierzchni przełomów, a to: rys.1. - powierzchnię złożoną,

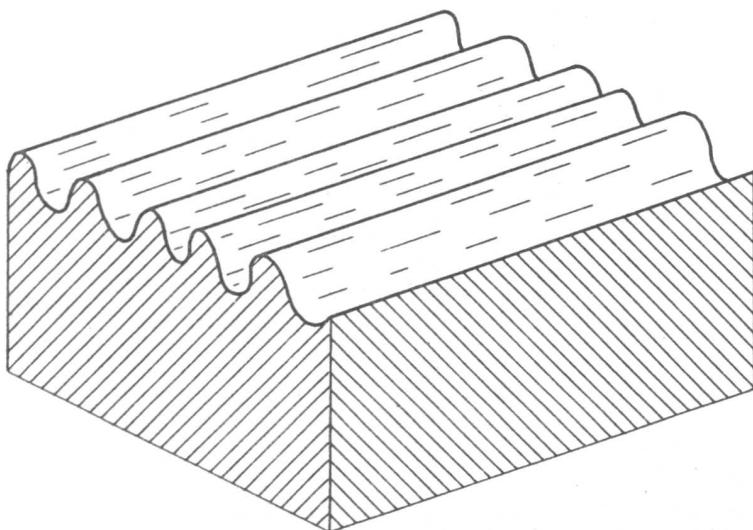
rys.12 - powierzchnię głęboką i rys.13 - powierzchnię liniowo zorientowaną.

TABLICA 1
Klasyfikacja powierzchni pęknięć

	$DO_{\perp} < 0$	$DO_{\perp} = 0$	$0 < DO_{\perp} < 1$	$DO_{\perp} = 1$
$DO_{II} = 1$	głęboka, częściowo liniowo zorientowana lub głęboka izometryczna (dla $DO_{II} = DO_{\perp}$)	liniowo zorientowana	liniowo-płasko zorientowana	idealnie płaska
$0 < DO_{II} < 1$		częściowo liniowo zorientowana	częściowo płasko ($DO_{\perp} = DO_{II}$) zorient. lub złożona	
$DO_{II} = 0$		o krzywiźnie przypadkowej		
$-1 < DO_{II} < 0$				



Rys.12. Przykład głębokiej, izometrycznej powierzchni przełomu
($DO_{II} = DO_{\perp}$, $DO_{II} < 0$)



Rys.13. Przykład liniowo zorientowanej (falistej) powierzchni

TEORETYCZNE MINIMUM I MAKSYMUM WSPÓŁCZYNNIKA R_S

Już w pracy El Soudaniego [21] wykazano, że współczynnik rozwinięcia pola powierzchni R_S jest proporcjonalny do współczynnika R_L . Równocześnie jednak można łatwo dowiedzieć [5], że z tymi samymi wartościami R_L mogą być związane całkowicie różne konfiguracje przełomu i, co za tym idzie, wartości R_S . Dlatego też należy ustalić granice, w których mieszczą się wszystkie pary wartości R_L - R_S .

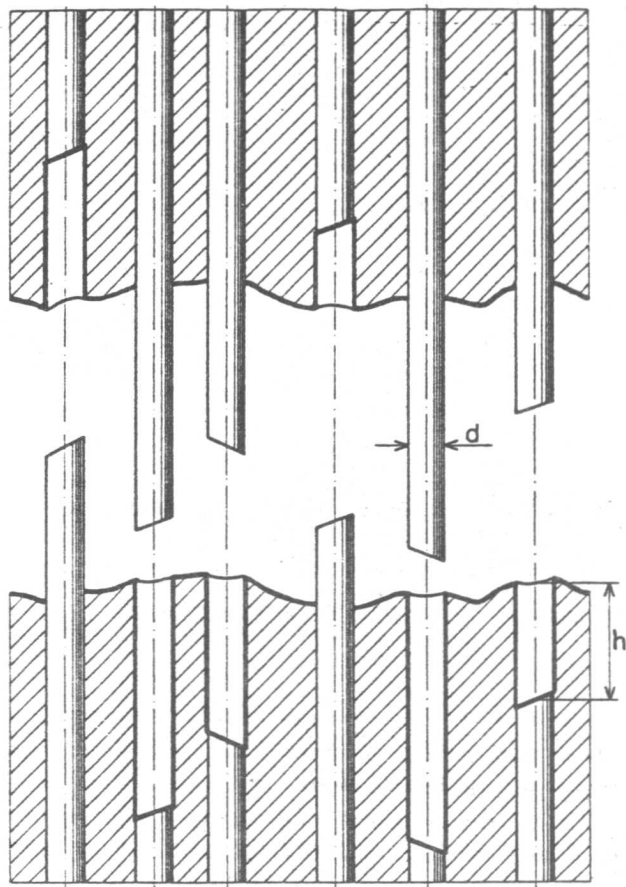
Dolna granica jest oczywista i dla idealnie płaskiej powierzchni (poskładanej, jak kartka papieru) opisuje ją równanie:

$$R_L = R_S . \quad (1.2.3)$$

Górna granica została ustalona przez Underwooda [80,81] jako:

$$R_S = \left(\frac{4}{\pi} \right) R_L . \quad (1.2.4)$$

Jednakże, jak zostanie pokazane niżej, równanie (1.2.4) zaniża górną granicę dla zależności R_L-R_S .



Rys.14. Model do wyznaczania górnej granicy dla zależności R_L-R_S [100]

W celu wyznaczenia skorygowanej górnej granicy dla zależności R_L-R_S wystarczy obliczyć wartość współczynnika rozwinięcia powierzchni R_S dla głębokiej powierzchni pęknięcia, np. powstałej w zbrojonym włóknami kompozycie prostopadle do kierunku włókien tak, jak to pokazano na rys.14 [100]. Włókna powyżej powierzchni przełomu w osnowie można nazwać "kominami", natomiast odpowiadające im dziury w drugiej

części materiału - "studniami". Ponieważ pola powierzchni odpowiadających sobie studni i kominów są identyczne, można dla celów obliczeniowych przyjąć, że na powierzchni są obecne jedynie kominy.

Zakłada się dla uproszczenia [94], że wszystkie kominy są identycznymi walcami o średnicy d i wysokości h (por. rys.14). Na rzucie powierzchni przełomu widocznych jest N_A' kominów - wzór (1.1.3). Dodatkowo zakłada się, że zarówno osnowa kompozytu jak i same włókna w miejscu zerwania tworzą powierzchnie o przypadkowej krzywiźnie, bez przesłonięć. Upraszcza to obliczenia, gdyż dla powierzchni o przypadkowej krzywiźnie, pozbawionych przesłonięć, R_L i R_S mają stałe wartości [84,102]:

$$R_S = 2 \quad (1.2.5)$$

i

$$R_L = \frac{\pi}{2} . \quad (1.2.6)$$

Należy zaznaczyć, że to ostatnie założenie ma znaczenie tylko podczas wyprowadzania zależności opisującej górną granicę zależności R_L-R_S . Dla powierzchni, w których pole bocznej powierzchni kominów jest znacznie większe od pola powierzchni pozostałej części przełomu, powyższe założenie nie ma wpływu na wynik obliczania R_S .

Przy N_A' kominach na jednostce powierzchni rzutu przełomu, R_S może być określone następująco:

$$R_S = 2 + N_A' \pi d h . \quad (1.2.7)$$

W analogiczny sposób, przyjmując, że N_L' kominów jest przeciętych przez płaszczyznę prostopadłą do GPP (por. rys.14), R_L można wyrazić poprzez:

$$R_L = \frac{\pi}{2} + 2 N_L' h . \quad (1.2.8)$$

Udział powierzchniowy kominów na rzucie przełomu A_A' jest zdefiniowany poprzez zależność (1.1.7) i może być obliczony na podstawie modelu przedstawionego na rys.14 dwoma sposobami:

$$A_A' = N_A' \frac{\pi d^2}{4} \quad (1.2.9a)$$

oraz [60,77]

$$A_A' = L_L' = N_L' \bar{l} = N_L' \frac{\pi d}{4} \quad (1.2.9b)$$

gdzie \bar{l} jest średnią długością siecznej przez komin. N_A' oraz N_L' mogą być wyliczone ze wzorów (1.2.9a i b) i podstawione do wzorów (1.2.7) i (1.2.8), co daje następujący układ równań:

$$R_S = 2 + \frac{4 A_A' h}{d} = 2 + 4 \left[\frac{A_A' h}{d} \right] \quad (1.2.10a)$$

oraz

$$R_L = \frac{\pi}{2} + \frac{8 A_A' h}{8 \pi d} = \frac{\pi}{2} + \frac{8}{\pi} \left[\frac{A_A' h}{d} \right]. \quad (1.2.10b)$$

Prowadzi to do równania:

$$\frac{1}{4} (R_S - 2) = \frac{\pi}{8} (R_L - \frac{\pi}{2}). \quad (1.2.11)$$

W wyniku prostych przekształceń algebraicznych równanie (1.2.11) przybiera swą ostateczną postać:

$$R_S = \frac{\pi}{2} R_L - \frac{\pi^2 - 8}{4} = 1,57 R_L - 0,467. \quad (1.2.12)$$

Przedstawiony powyżej sposób wyprowadzenia równania (1.2.12) został opublikowany w nieco innej formie w 1988 roku [94]. Wyprowadzone równanie (1.2.12) oraz równanie (1.2.4), używane do tej pory do opisu górnej granicy zależności R_L - R_S , są przedstawione graficznie na rys.15 i oznaczone odpowiednio numerami 1 i 2.

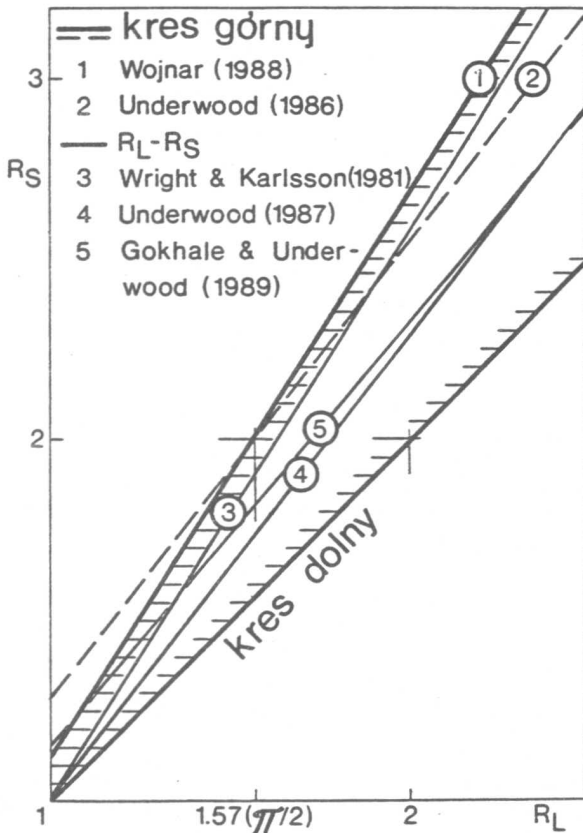
PRZEGLĄD STOSOWANYCH ZALEŻNOŚCI STEREOLOGICZNYCH

Granice zależności R_L - R_S , wyprowadzone w poprzednim rozdziale, odnoszą się do przełomów nie wykazujących orientacji liniowej, która jest charakterystyczna przede wszystkim dla materiałów walcowanych i kompozytów zbrojonych włóknami ciągłymi. Innymi słowy, analiza ogranicza się do przypadku, gdy przekroje wzdłużny i poprzeczny są statystycznie nierozróżnialne. Dla tego typu przełomów opracowano wiele zależności stereometrycznych, z których część zostanie przedstawiona poniżej. Wright i Karlsson [101] wyprowadzili następującą zależność

(linia nr 3 na rys.15):

$$R_S = 1 + \frac{\pi (R_L - 1)}{2} \quad (1.2.13)$$

Równanie (1.2.13) było krytykowane przez Underwooda [80], gdyż nie pasowało do ustalonych przez niego [80,81] granic dla zależności R_L-R_S . Po wyprowadzeniu skorygowanego równania opisującego górną granicę okazało się, że równanie (1.2.13) mieści się wewnątrz teoretycznych granic i porównanie z danymi opublikowanymi, np. przez Underwooda [81],



Rys.15. Zależności pomiędzy stopniem rozwinięcia profilu przełomu R_L i stopniem rozwinięcia powierzchni R_S [100]

wykazuje dobrą zgodność wyników.

W wielu swoich pracach [80,81,84] Underwood wykazywał, że najlepsze równanie do opisu zależności R_L - R_S ma postać (linia nr 4 na rys.15):

$$R_S = \frac{4}{\pi} (R_L - 1) + 1 . \quad (1.2.14)$$

Ostatnio Gokhale i Underwood [25] zaproponowali następné równanie, wyprowadzone na podstawie analizy rozkładu kątów (linia nr 5 na rys.13):

$$R_S = 1,16 R_L . \quad (1.2.15)$$

Należy również wspomnieć o jednym ze starszych równań, wyprowadzonych przy założeniu, że powierzchnia przełomu jest sumą dwóch rodzajów powierzchni: idealnie płaskiej i o przypadkowej krzywiznie. Równanie to ma postać [15,84]:

$$R_S = \frac{2}{\pi-2} (R_L - 1) + 1 . \quad (1.2.16)$$

Badania na modelu przełomu ciągłego, zbudowanym z szeregu elipsoid obrotowych, potwierdziły przydatność tego równania [16]. Od równań (1.2.13-15) odróżnia je to, że jest ważne tylko dla R_S nie większego niż 2.

Wojnar i Dziadur [98] podjęli próbę rozszerzenia zależności (1.2.16) na przełomy posiadające przesłonięcia. Zauważyli oni, że wartość współczynnika Q_F nie zależy od kierunku pionowego przecięcia przełomu (również w przypadku przełomów z orientacją liniową). Otrzymana przez nich zależność

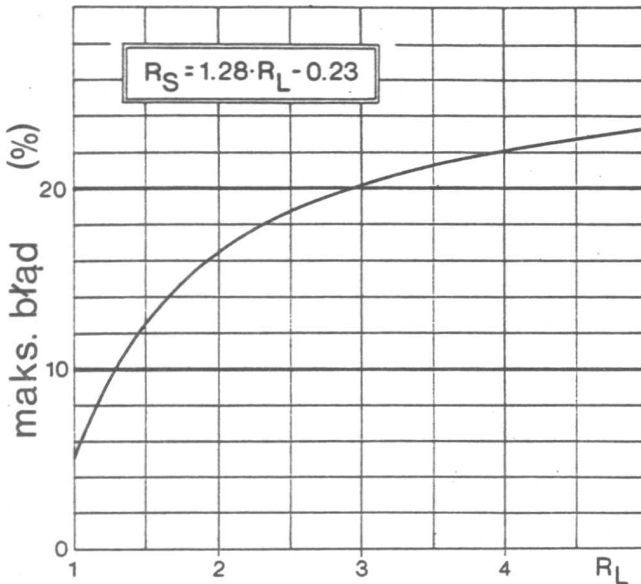
$$R_S = 1.75 R_L - 0.75 Q_F \quad (1.2.17)$$

jest ważna dla R_S nie większego niż $2 Q_F$.

W przypadku potrzeby obliczenia R_S na podstawie znajomości łatwiej do wyznaczenia wartości współczynnika R_L nasuwa się pytanie, które z równań (1.2.13-17) należy wybrać; które jest najlepsze? Problem doboru najlepszego równania był wielokrotnie analizowany [24,74,80,81,84,94], ale nie ma jednoznacznej odpowiedzi na to pytanie, gdyż każde z równań (1.2.13-17) jest poprawne w ramach założeń przyjętych do jego wyprowadzenia. W zależności od konfiguracji przełomu różne równania

będą dawały najlepsze przybliżenie rzeczywistej wartości R_S . W zdecydowanej większości przypadków ustalenie a priori, które z równań da najlepsze przybliżenie, jest oczywiście niemożliwe. Można natomiast ustalić takie równanie, które zminimalizuje największy możliwy błąd oceny R_S . Wspomniane równanie daje dla każdej wartości R_L wartość R_S równą średniej arytmetycznej ze skrajnych teoretycznych wartości R_S podanych równaniami (1.2.3) i (1.2.12). Ma ono następującą postać:

$$R_S = 1.28 R_L - 0.23 . \quad (1.2.18)$$



Rys.16. Maksymalny względny błąd oceny R_S dla równania (1.2.18) [100]

Jak widać z rys.16, w zakresie spotykanych w praktyce wartości R_L , maksymalny błąd względny nie przekracza 20%. Dalsze zmniejszenie tego błędu jest możliwe jedynie poprzez wprowadzenie do równań opisujących zależność R_L-R_S drugiego parametru, który pozwalałby na pokrycie całego zakresu pomiędzy teoretycznymi granicami. Opracowano [80,81,94,98,100] kilka tego typu równań, jak np. równanie (1.2.17), ale tylko jedno z nich jest w pełni zgodne ze zmodyfikowanymi granicami dla zależności R_L-R_S [100]:

$$R_S = R_L + \frac{R_L - 0_F}{R_L - 1} \left[\frac{\Pi - 2}{2} R_L - \frac{\Pi^2 - 8}{4} \right]. \quad (1.2.19)$$

Powyższe zależności mają zastosowanie do powierzchni pozbawionych orientacji liniowej, tj. takich, dla których DO_{\perp} jest równe DO_{II} . W praktyce przełomy często wykazują orientację liniową, co należy uwzględnić przy obliczaniu R_S . Najprostszym przypadkiem jest powierzchnia liniowo zorientowana, dla której [80,84]:

$$R_S = R_{L_{\perp}}. \quad (1.2.20)$$

W przypadku bardziej złożonych powierzchni można je traktować jako złożenie powierzchni liniowo zorientowanej, wykazującej:

$$R_S = R_{L_{\perp}} - R_{L_{II}} \quad (1.2.21)$$

oraz powierzchni bez orientacji liniowej, dla której z kolei:

$$R_S = f(R_{L_{II}}) \quad (1.2.22)$$

gdzie f oznacza jedną z funkcji opisanych równaniami (1.2.13-19). Jako przykład konkretnego wykorzystania powyższej zasady może służyć zależność [98]:

$$R_S = 0.75 R_{L_{II}} + R_{L_{\perp}} - 0.75 0_F, \quad (1.2.24)$$

która powstała ze złożenia zależności (1.2.17) i (1.2.21).

METODA PIONOWYCH PRZECIĘC

Dla przełomów o bardzo złożonej topografii często trudno jest wybrać odpowiedni wzór do wyznaczenia R_S na podstawie pomiarów R_L . Dlatego też istnieje potrzeba opracowania uniwersalnej metody oceny pola powierzchni przełomu o dowolnej konfiguracji. Punkt wyjścia do

opracowania takiej metody stanowi znana zależność stereologiczna [60,62]:

$$S_V = 2 P_L \quad (1.2.25)$$

która wiąże pole powierzchni przypadające na jednostkę objętości ze średnią liczbą przecięć tej powierzchni przez sieczną o jednostkowej długości. Zależność (1.2.25) jest ścisła i dokładna pod warunkiem spełnienia przynajmniej jednego z dwóch warunków:

1) analizowana powierzchnia nie wykazuje żadnej uprzywilejowanej orientacji,

2) sieczne są w pełni przypadkowo zorientowane w przestrzeni.

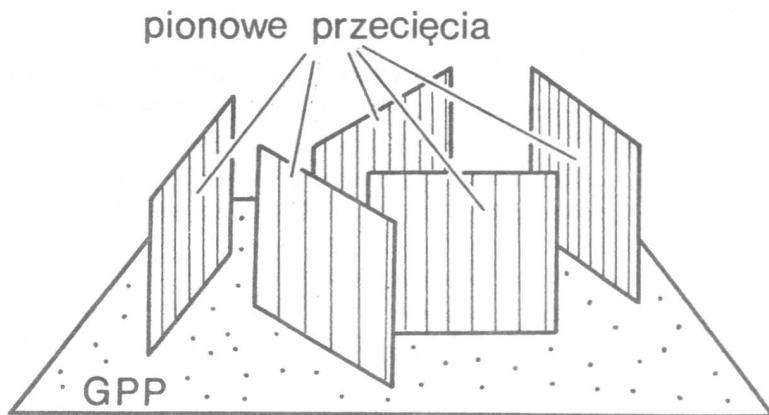
Pierwszy z tych warunków zazwyczaj nie jest spełniony; spełnia go jedynie powierzchnia przełomu o przypadkowej krzywiznie (por. tabl. 1). Równocześnie dla tej powierzchni wyznaczenie wartości R_S jest trywialnie proste, gdyż [84]

$$R_S = 2 O_F \quad (1.2.26)$$

i nie ma potrzeby wykorzystywania zależności (1.2.24). Z kolei spełnienie drugiego warunku, dotyczącego przypadkowej orientacji siecznych w przestrzeni, jest w praktyce bardzo trudne.

Warunek w pełni przypadkowej orientacji siecznych w przestrzeni można zinterpretować następująco: jeżeli założymy, że wszystkie sieczne przecinają się w środku sfery, to przy ich przypadkowej orientacji w przestrzeni punkty przecięcia powierzchni sfery z siecznymi są rozłożone równomiernie na powierzchni sfery. Przy doświadczalnym badaniu jakiejś powierzchni za pomocą przypadkowych siecznych konieczne jest zatem wykonywanie przekrojów tej powierzchni pod różnymi kątami, co stanowi o trudności tej metody [4]. Dość łatwe jest natomiast wykonywanie takich przekrojów przez powierzchnię przełomu, które są prostopadłe do GPP (por. rozdz.1.1). Jeżeli przyjmiemy, że GPP jest płaszczyzną poziomą, to prostopadłe do niej przekroje można nazwać pionowymi przecięciami. Baddeley, Gundersen i Cruz-Orive [4] podali sposób badania pionowych przecięć, który jest równoważny ocenie pola powierzchni za pomocą przypadkowych siecznych i zależności (1.2.25). Metoda pionowych przecięć w zastosowaniu do fraktografii zostanie w skrócie opisana poniżej.

Pionowe przecięcia mogą być różnie zorientowane (por. rys.17), a

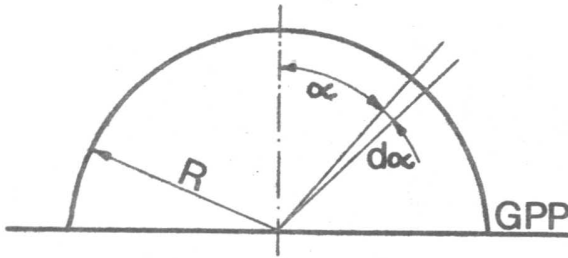


Rys.17. Orientacja pionowych przecięć względem GPP [4]

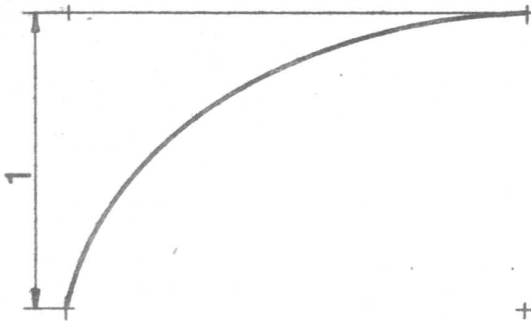
omawiane w rozdziale 1.1 przekroje wzdłużny i poprzeczny są szczególnymi przypadkami pionowych przecięć. W obrębie pojedynczego pionowego przecięcia sieczne można rzucać na płaszczyznę przekroju w sposób przypadkowy bez żadnych trudności, jednakże tak rzucone sieczne nie wykazują równomiernego rozmieszczenia w przestrzeni. Można to wyjaśnić za pomocą szkicu na rys. 18. Widoczna jest tam połowa sfery o promieniu R , która służy do analizy równomierności rozłożenia siecznych. Jeżeli rzucona sieczna mieści się w zakresie kątów od α do $\alpha+d\alpha$ (kąt α jest mierzony między kierunkiem pionowym oraz sieczną), to przecina ona powierzchnię sfery w pasie sferycznym o polu powierzchni proporcjonalnym do $R \sin(\alpha)$. Tak więc przy jednostajnym rozkładzie kątów α gęstości siecznych na powierzchni sfery zmieniają się zgodnie z funkcją $1/\sin(\alpha)$. W związku z tym przy próbach wyznaczania S_V przy użyciu pionowych przecięć można zastosować jedno z następujących rozwiązań [4]:

(1) rzucać sieczne pod różnymi kątami α , liczyć liczby przecięć na jednostkę długości i przeliczać wyniki z użyciem funkcji $\sin(\alpha)$ jako wagi;

(2) skonstruować odpowiednią krzywoliniową sieczną i za jej pomocą dokonywać pomiarów liczby przecięć, na podstawie których S_V oblicza się z zależności (1.2.25).



Rys.18. Zależność pomiędzy orientacją siecznej na powierzchni pionowego przecięcia i na powierzchni sfery (opis w tekście)



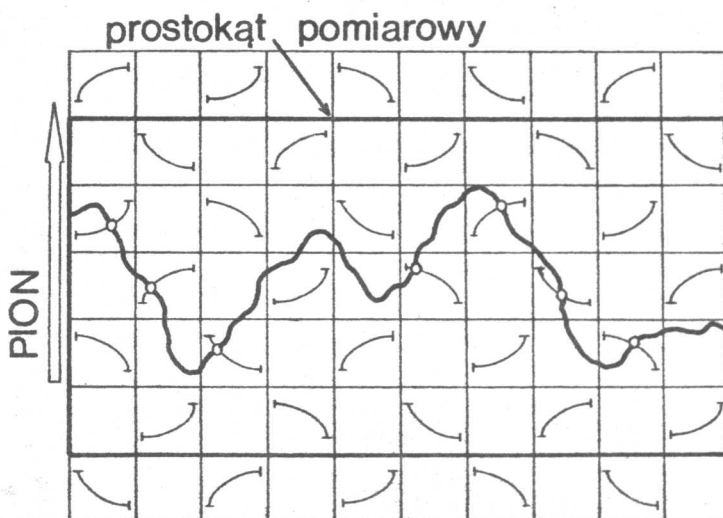
Rys.19. Krzywoliniowa sieczna używana w metodzie pionowych przecięć. Jeżeli długość rzutu pionowego tej krzywej przyjąć za jednostkę, to jej długość wynosi 2 [4]

Oczywiście wariant (2) jest znacznie wygodniejszy od (1). Oczekiwana krzywoliniowa sieczna powinna mieć zmienną krzywiznę i można wykazać [4], że warunek ten jest spełniony przez cykloidę (rys.19).

Przy wyznaczaniu współczynnika R_S za pomocą metody pionowych przecięć należy postępować zgodnie z podanym poniżej algorytmem:

1. Przygotować serię pionowych przecięć, przy czym nie powinno ich być mniej niż 6 i powinny być one równomiernie rozmieszczone wokół kierunku

pionowego. W przypadku, gdy istnieje pewność, że badany przełom nie wykazuje orientacji liniowej i poszczególne pionowe przecięcia są sobie statystycznie równoważne, wystarczające jest wykorzystanie jednego pionowego przecięcia.



Rys.20. Sposób wyznaczania pola powierzchni przełomu za pomocą metody pionowych przecięć

2. Przygotować odpowiednią siatkę pomiarową, na której naniesione są krzywoliniowe sieczne (cykloidy). Sieczne powinny być równomiernie rozmieszczone na całej powierzchni siatki pomiarowej. Siatka pomiarowa powinna być uzupełniona systemem poziomych linii odległych od siebie o długość poszczególnych cykloid. Przykład takiej siatki znajduje się na rys.20.

3. Przyłożyć siatkę pomiarową do obrazu pionowego przecięcia tak, aby kierunek poziomy dokładnie pokrywał się z GPP.

4. Wybrać prostokąt pomiarowy, który zawiera cały analizowany przekrój i ma wysokość h będącą wielokrotnością długości cykloidy (na rys.20 $h=5$). Przyjęcie długości cykloidy jako jednostki ułatwia obliczenia. Równocześnie, ponieważ oceniany współczynnik R_S jest wielkością bezwymiarową, rzeczywista długość cykloidy nie ma wpływu na wynik obliczeń.

5. Wyznaczyć liczbę przecięć N cykloid z linią przekroju przez przełom

(na rys.20 $N=7$) i obliczyć R_S ze wzoru:

$$R_S = 2 \frac{N h}{m} \quad (1.2.27)$$

gdzie: N - całkowita liczba przecięć wszystkich cykloid,

h - wysokość prostokąta pomiarowego wyrażona jako wielokrotność długości cykloidy,

m - całkowita liczba cykloid zawartych w prostokątach pomiarowych.

Dla przykładu z rys.20 otrzymamy $R_S = 2 \cdot 7 \cdot 5 / 25 = 2,8$. Oczywiście przy stosowaniu tej metody w odniesieniu do rzeczywistych przełomów należy zastosować wiele przyłożeń siatki, aby zapewnić przypadkowy charakter pomiarów i wyeliminować lokalne niejednorodności powierzchni pęknięcia.

Przedstawiony powyżej sposób oceny R_S przy wykorzystaniu metody pionowych przecięć stanowi adaptację oryginalnej metody, przedstawionej w pracy Baddeleya i współautorów [4]. Metoda pionowych przecięć jest wprawdzie pracochłonna, jednak równocześnie odznacza się dużą prostotą i daje poprawne wyniki niezależnie od konfiguracji przełomu. Ponadto nie ograniczają jej żadne upraszczające założenia.

13. ILOŚCIOWA OCENA WYBRANYCH ZJAWISK NA POWIERZCHNI PĘKNIĘCIA

W opublikowanych do tej pory opracowaniach [10,15,20,21,39,40, 81,84,101,102] poszczególne elementy ilościowego opisu przełomu przedstawiano uporządkowane wg zasad rozwijania metody matematycznej. Tak więc oddzielnie omawiano parametry opisujące pola powierzchni, długości, kształt itp. W niniejszej pracy, ukierunkowanej na praktyczne zastosowania fraktografii ilościowej, przyjęto odmienny układ treści. Parametry ilościowego opisu przełomu zostały pogrupowane wg przydatności do opisu poszczególnych zjawisk, takich jak np. pęknięcia wtórne lub cząstki na powierzchni przełomów.

ROLA POSZCZEGÓLNYCH SKŁADNIKÓW STRUKTURALNYCH

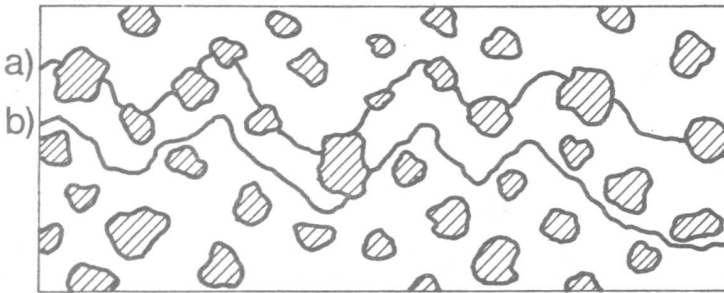
Ocena roli poszczególnych składników strukturalnych w procesie pękania ma podstawowe znaczenie m.in. przy projektowaniu bezpiecznych, odpornych na rozwijanie się pęknięcia, konstrukcji. Część wiedzy na temat roli struktury w procesie pękania jest powszechnie znana; wiadomo np., że kruche wydzielenia wtórne w postaci siatki po granicach ziarn powodują wyraźne obniżenie ciągliwości, ale w wielu przypadkach mechanizm pękania nie jest jeszcze dogłębnie i szczegółowo zbadany.

Jednym z prostszych i ciekawszych zagadnień jest analiza udziału faz lub składników strukturalnych w procesie tworzenia przełomu. Załóżmy, że materiał składa się z dwóch faz: F1 i F2. Można wtedy spotkać trzy sytuacje: (1) udział faz F1 i F2 w tworzeniu powierzchni przełomu jest taki sam, jak ich udziały objętościowe w materiale, (2) na przełomie przeważa faza F1 i (3) na przełomie przeważa faza F2. Powyższe zagadnienie można scharakteryzować ilościowo za pomocą współczynnika dominacji fazy na przełomie ξ :

$$\xi = \frac{L_p}{V_v} \quad (1.3.1)$$

gdzie: L_p - udział liniowy fazy wzdłuż linii profilu,
 V_v - udział objętościowy fazy w stopie.

Wartości ξ należy obliczać dla każdej fazy oddzielnie. Interpretacja wyników jest następująca: wartości $\xi > 1$ świadczą o dominacji danej fazy na powierzchni przełomu, natomiast $\xi < 1$ świadczy o małym jej udziale w tworzeniu się przełomu. Porównanie wartości ξ dla różnych faz i składników strukturalnych może prowadzić do głębszej analizy procesu pęknięcia, jak zostanie to pokazane w rozdziale 3.3, pt. Przykłady zastosowań.



Rys.21. Rola poszczególnych faz i składników strukturalnych w procesie pęknięcia (opis w tekście)

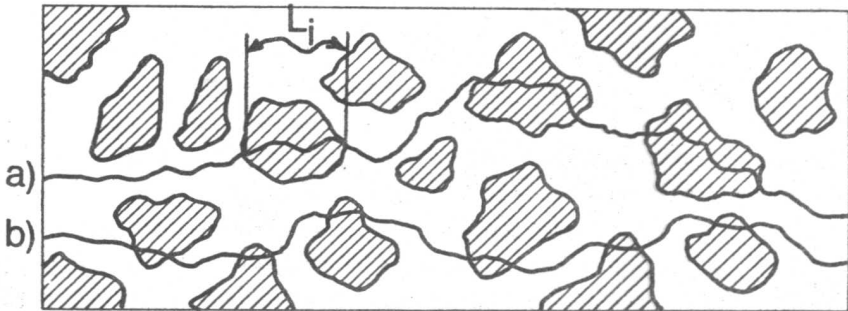
Na rys.21 widoczne są dwa hipotetyczne przekroje przełomów dwufazowej struktury. W zależności od właściwości obydwu faz i warunków powstawania przełomu droga pęknięcia w obrębie materiału może ulegać zmianie. Na rys.21 pokazano dwa z wielu możliwych wariantów. Równocześnie kształt profilu w obydwu przypadkach zachowano podobny, aby pokazać, że podanie samej charakterystyki geometrycznej profilu może być niewystarczające i potrzebne jest wyznaczenie wartości współczynnika ξ lub innego parametru, spełniającego podobną funkcję. Profil (a) wykazuje dominowanie wydzieleń w tworzeniu przełomu, natomiast profil (b) przeważający udział osnowy w tworzeniu przełomu. Na rys.21 widoczne jest, że zmiany współczynnika ξ są niezależne od wartości R_L .

Warto zwrócić uwagę, że przełomy dwóch struktur o podobnej charakterystyce geometrycznej mogą się znacznie różnić od siebie,

pomimo identycznych wartości zarówno R_L , jak i ξ . Profile takich dwóch przełomów pokazano schematycznie na rys.22. Profil (a) na rys.22 przecina niewielką liczbę cząstek, ale droga pęknięcia wewnątrz poszczególnych cząstek jest długa. Wartość ξ dla profilu (b) jest wprawdzie taka sama, jak dla profilu (a), ale przełom przechodzi przez wiele cząstek, przy czym każdorazowo droga pęknięcia wewnątrz cząstki stanowi mały ułamek jej maksymalnego wymiaru. Opisane różnice pomiędzy przełomami można wyrazić liczbowo za pomocą średniej drogi pęknięcia λ wewnątrz fazy:

$$\lambda = \frac{\sum_{i=1}^n L_i}{n} . \quad (1.3.2)$$

gdzie: L_i - długość profilu w obrębie i -tej cząstki,
 n - liczba przeciętych cząstek.



Rys.22. Schemat różnic średniej drogi pęknięcia w obrębie wydzielań

Oprócz omówionych powyżej trzech parametrów: udziału fazy w tworzeniu przełomu L_{Lp} , współczynnika dominacji fazy ξ i średniej drogi pęknięcia λ w obrębie fazy można wprowadzić jeszcze inne parametry, jak np. promień krzywizny profilu [74] lub współczynnik przesłonięcia dla poszczególnych składników strukturalnych, czy też rozkłady wielkości omówionych już parametrów. Ogólnie do opisu roli poszczególnych faz w tworzeniu przełomu może być użyty dowolny parametr, którego wartość można wyznaczyć niezależnie dla każdej z faz.

CZĄSTKI NA POWIERZCHNI PEKNIĘCIA

Wszystkie parametry dotyczące udziału faz w tworzeniu przełomu mogą być zastosowane w odniesieniu do cząstek. W istocie więc ich analiza mieści się w ramach rozważań na temat roli poszczególnych faz i składników strukturalnych. Specyfika cząstek polega natomiast na tym, że zazwyczaj są one odizolowane od siebie wewnątrz struktury. Podane poniżej parametry dotyczą przede wszystkim odizolowanych cząstek, ale mogą też być użyte w odniesieniu do struktur płytkowych..

Jeżeli cząstki będą brały istotny udział w tworzeniu przełomu i rozwijająca się szczelina będzie przechodziła przez liczne cząstki, to wartość współczynnika liczebności cząstek na przełomie $R(N)$, zdefiniowanego [92,93] jako:

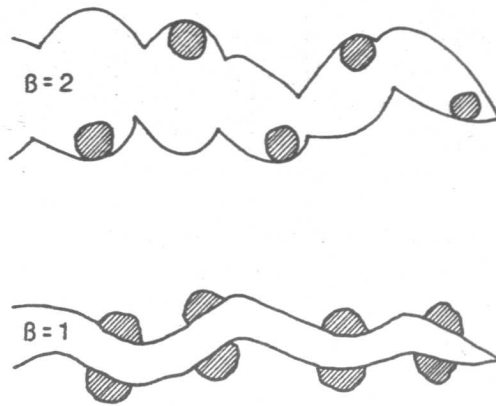
$$R(N) = \beta \frac{N_A'}{N_A} \quad (1.3.3)$$

będzie większa od 1. Istotny wpływ na wielkość $R(N)$ ma wartość współczynnika poprawkowego β , który zależy od sposobu zachowania się wydzielen (por.rys.23). W przypadku wydzielen słabo związanych z osnową, jak np. grafit w żelwie, $\beta=2$, gdyż część wydzielen pozostaje w jednej, a część w drugiej z powierzchni tworzonych podczas pęknięcia. Zakłada się przy tym, że każda z cząstek pozostaje na powierzchni przełomu i nie wypada z niej. Dla cząstek silnie związanych z osnową, które pękają podczas tworzenia się powierzchni przełomu, $\beta=1$ [59].

Zazwyczaj nie obserwuje się pęknięcia cząstek podczas procesu dekohezji, nawet jeżeli są one kruche. Pęknięcie wydzielen grafitu zaobserwowano w ferrytycznym żelwie sferoidalnym odkształcanym w temperaturze 400°C (por.rozdz.3.3.), ale ze względu na słabą kohezję grafitu z osnową również i w tym przypadku należy przyjąć $\beta=2$. Wartość $\beta=1$ należy zatem zachować przede wszystkim w odniesieniu do struktur płytkowych.

Analogicznie do $R(N)$ można zdefiniować, zbliżony do współczynnika ξ , współczynnik udziału powierzchniowego fazy $R(A)$, charakteryzujący powierzchnię przełomu zajętą przez wydzielenia [92,93]:

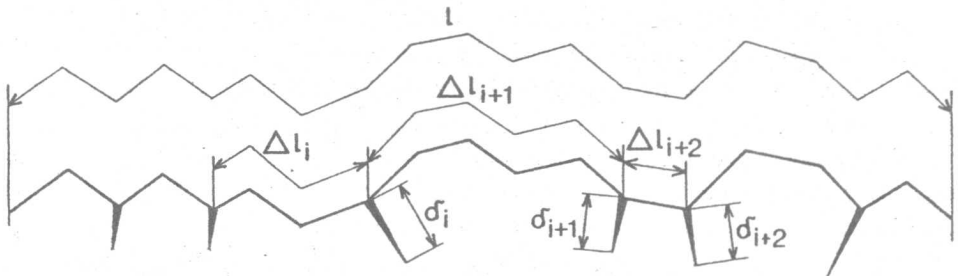
$$R(A) = \beta \frac{A_A'}{A_A} \quad (1.3.4)$$



Rys.23. Wpływ zachowania się wydzieliń na wartość współczynnika poprawkowego β

Zastosowanie współczynników $R(N)$ i $R(A)$ zostanie pokazane w rozdziale 3.3. Należy zaznaczyć, że zdefiniowane współczynniki należą do nielicznych parametrów ilościowego opisu przełomu, które są przedstawione w tej pracy i mogą być określone wyłącznie na rzutach przełomów, a nie mogą być wyznaczone na podstawie analizy przekrojów. Współczynniki $R(N)$ i $R(A)$ zostały omówione ze względu na swoją przydatność i równocześnie wielką prostotę wyznaczania ich wartości.

PEKNIĘCIA WTÓRNE I PRZESŁONIĘCIA



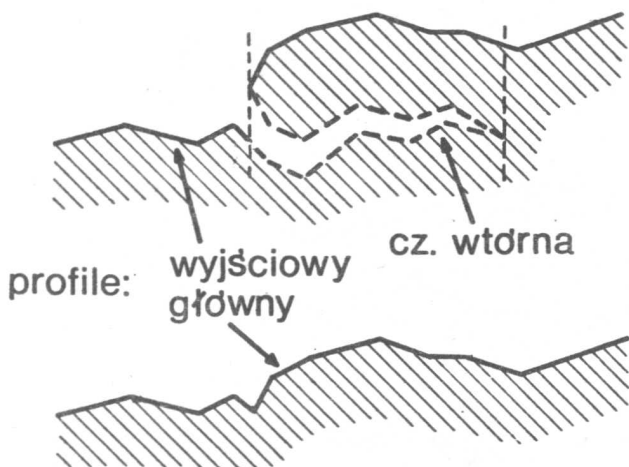
Rys.24. Pęknięcia wtórne i ich miary

Jak już wspomniano w rozdziale 1.1, analiza pęknięć wtórnych i przesłonięć jest rzadko spotykana w literaturze. Z tego względu zostanie jej poświęcone więcej miejsca.

Definicje podstawowych pojęć dotyczących pęknięć wtórnych zostały podane w rozdziale 1.1 i zilustrowane na rys.7. Wielkość pęknięć można scharakteryzować, podając ich średnią długość δ . Jeżeli liczba wtórnych pęknięć wynosi n , a długość pojedynczego pęknięcia wtórnego wynosi δ_i , to δ jest zdefiniowana jako (rys.24) [99,100]:

$$\delta = \frac{\sum_{i=1}^n \delta_i}{n} . \quad (1.3.5)$$

Na rys.24 pęknięcia wtórne zaznaczono dla uproszczenia jako pęknięcia prostoliniowe, jednak w rzeczywistości mają one przebieg krzywoliniowy.



Rys.25. Ilustracja metody usuwania wtórnych pęknięć zastosowanej przez Wojnara i Kumosę [100]. Pęknięcia wtórne, zawarte pomiędzy liniami przerywanymi jest usuwane, a następnie profil jest łączony tak, by zlikwidować powstałą nieciągłość

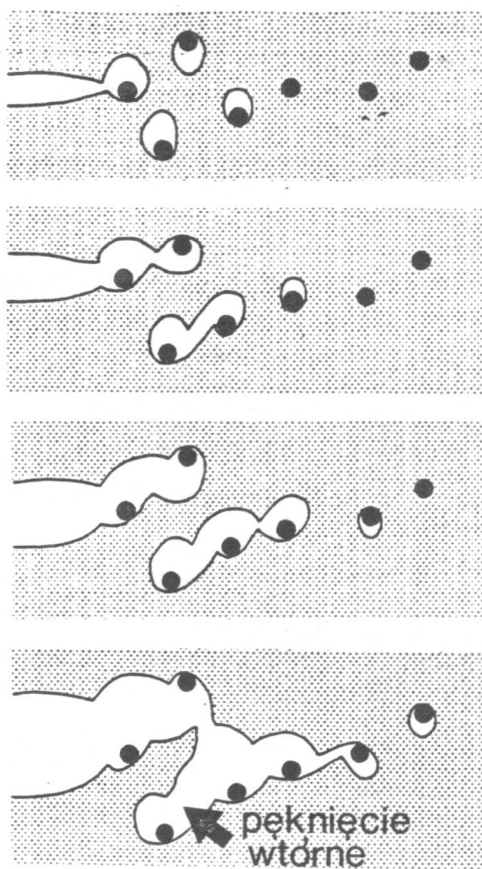
Dodatkowo liczba pęknięć wtórnych może być opisana pośrednio za pomocą średniej długości profilu pomiędzy nimi Δ [99,100]:

$$\Delta = \frac{\sum_{i=1}^n \Delta l_i}{n} = \frac{l}{n} \quad (1.3.6)$$

- natomiast odwrotność Δ daje gęstość pęknięć wtórnych wzdłuż profilu przełomu N_p [99]:

$$N_p = \frac{1}{\Delta} = \frac{n}{l} \quad (1.3.7)$$

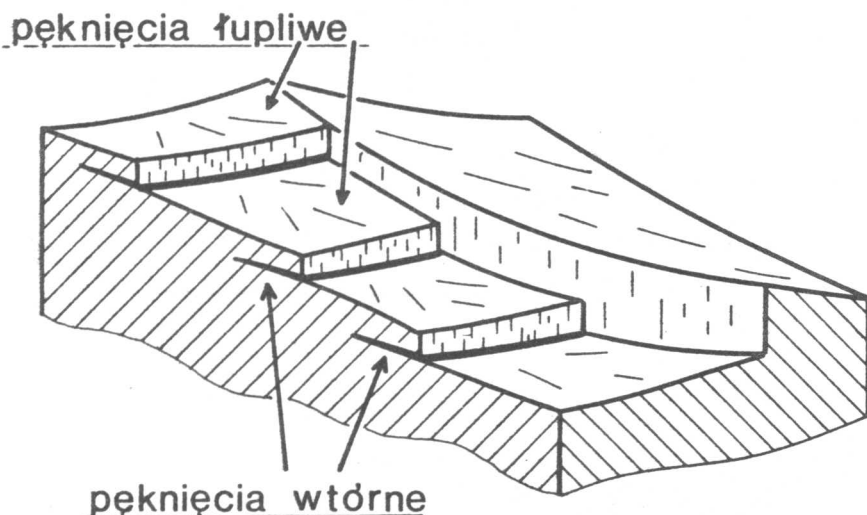
gdzie: l - długość głównej części profilu.



Rys.26. Powstawanie wtórnych pęknięć przy pękaniu ciągliwym [95]

W celu wyznaczenia wartości parametrów zdefiniowanych zależnościami (1.3.5-7) pęknięcia wtórne muszą być oddzielone od całości profilu, aby można było zmierzyć ich długości itp. Pęknięcia wtórne (inaczej: część wtórna profilu) stanowią różnicę pomiędzy profilem wyjściowym i profilem głównym, który powstaje poprzez usunięcie pęknięć wtórnych z profilu wyjściowego. Profil główny można otrzymać przy zastosowaniu algorytmu podanego przez Wojnarę i Kumosę [99,100] i zilustrowanego schematycznie na rys.25.

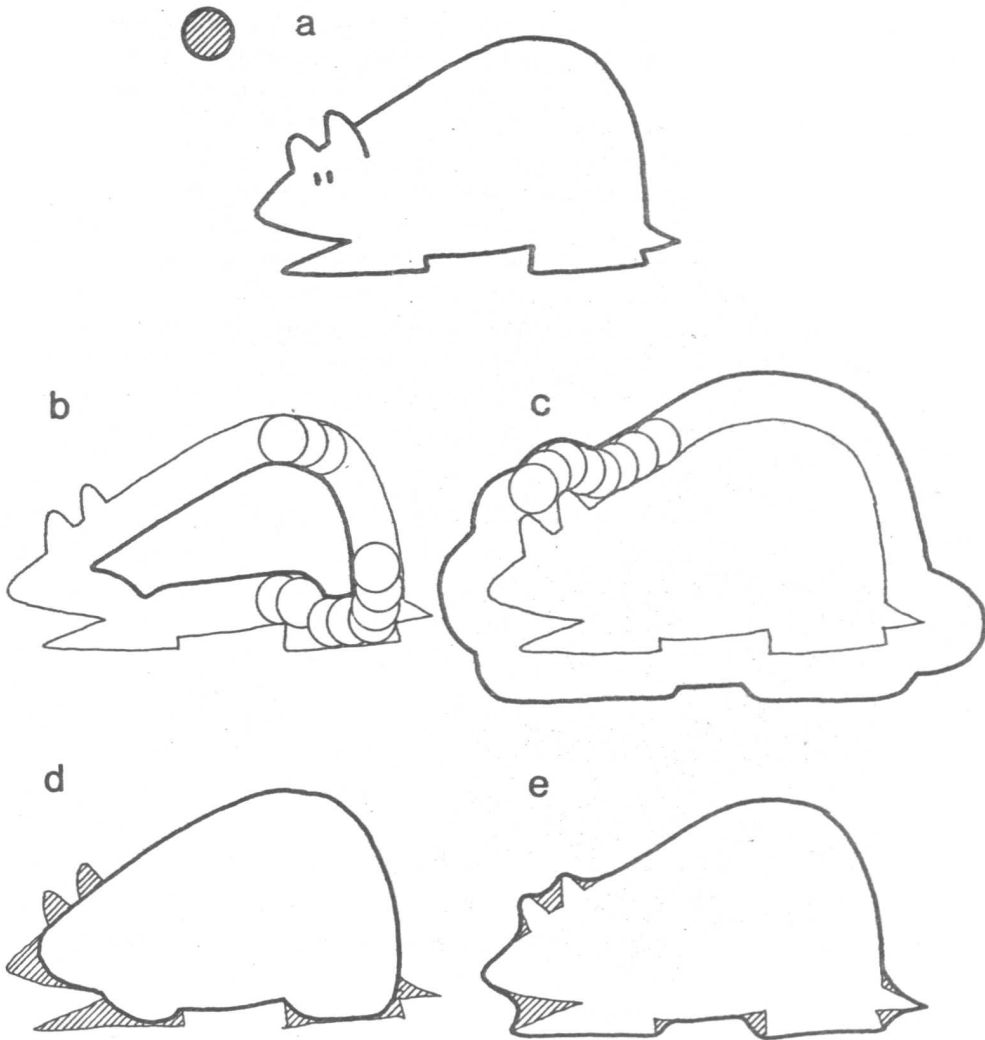
Dokładniejsza analiza algorytmu zastosowanego przez Wojnarę i Kumosę wykazuje, że usuwane są nie tyle pęknięcia wtórne, ile ta ich część, która stanowi przesłonięcia. Pomimo tej nieściśłości omawiany algorytm jest przydatny przy analizie tych przekrojów, w których większość pęknięć wtórnych związana jest z przesłonięciami, tak jak pokazano to na rys.26 i 27 [99,100].



Rys.27. Schemat pęknięć wtórnych na powierzchni przełomu łupliwego

Bardziej uniwersalna metoda rozdzielania profilu przełomu na części główną i wtórną jest oparta na przekształceniach stosowanych w morfologii matematycznej [63]. W celu przybliżenia tej drugiej metody zostaną omówione podstawowe przekształcenia stosowane w morfologii matematycznej.

Weźmy pod uwagę dowolną figurę płaską (rys.28a) i kołowy element



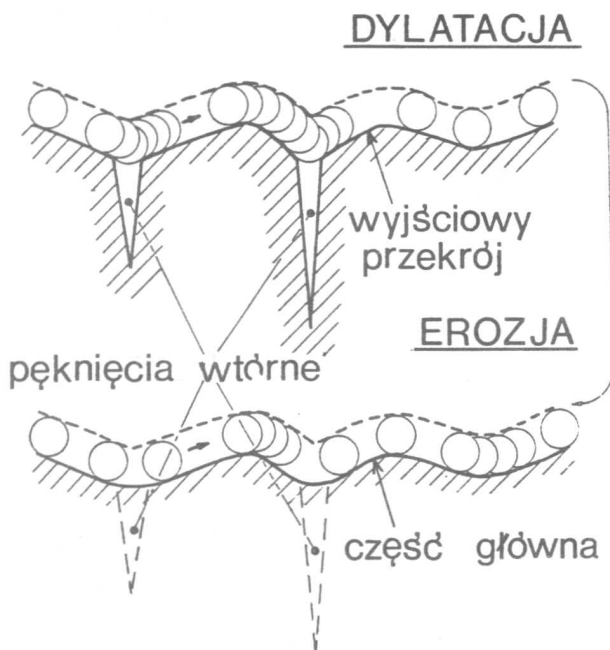
Rys.28. Schemat podstawowych przekształceń morfologii matematycznej. (a) wyjściowa figura i element strukturalny, (b) wyjściowa figura po erozji, (c) wyjściowa figura po dylatacji, (d) wyjściowa figura po operacji otwarcia i (e) wyjściowa figura po operacji zamknięcia

strukturalny, zaznaczony na rys.28a jako zakreskowane koło. Przetaczając element strukturalny wzdłuż wewnętrznej strony brzegu figury z rys.28a tworzymy przez EROZJĘ figury wyjściowej nową figurę (rys.28b).

Można też wykonać przekształcenie odwrotne do erozji, czyli DYLATACJĘ (rys.28c). Dylatacja polega na dodaniu do figury wyjściowej obszaru wytyczonego poprzez przetaczanie elementu strukturalnego wzdłuż zewnętrznej strony brzegu wyjściowej figury.

Złożenie erozji i dylatacji daje nowe przekształcenie, nazywane OTWARCIEM (rys.28d). Jak widać z rys.28d, otwarcie powoduje usunięcie z wyjściowej figury wszystkich wąskich i długich półwyspów.

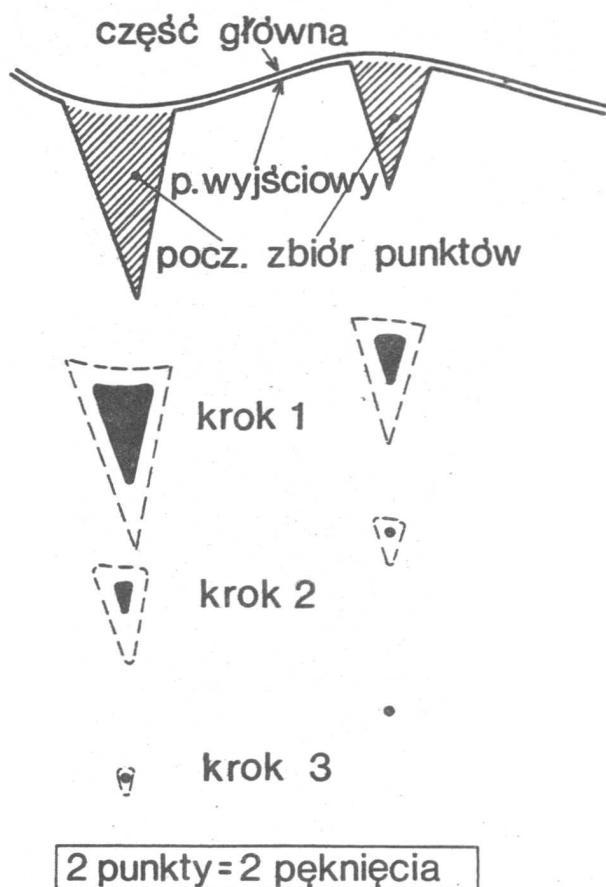
● element strukturalny



Rys.29. Schemat usuwania pęknięć wtórnych za pomocą operacji zamknięcia [100]

Zmiana kolejności przekształceń, tj. przeprowadzenie kolejno dylatacji i erozji, daje ZAMKNIĘCIE wyjściowej figury (rys.28e). Jak widać na rys.28e, zamknięcie powoduje likwidację wszystkich wąskich i długich zatok.

Z przytoczonych rozważań wynika, że pęknięcia wtórne można usunąć za pomocą prostej operacji zamknięcia, czyli złożenia dylatacji i



Rys.30. Schemat wyznaczania liczby pęknięć wtórnych za pomocą erozji warunkowej [100]

erozji (rys.29). Dokładność tej metody zależy od właściwego doboru wielkości elementu strukturalnego, ale przy prawidłowym doborze parametrów analizy można ją stosować w sposób automatyczny dla całego szeregu profili przełomów. Systemy automatycznej analizy obrazu z wbudowanymi przekształceniami morfologii matematycznej są bardzo efektywne i uniwersalne [11]. Należy jednak pamiętać, że prawidłowy dobór operacji morfologicznych wymaga pewnego doświadczenia.

Kolejnym przekształceniem, stosowanym w morfologii matematycznej, jest ERDZJA WARUNKOWA. Polega ona na cyklicznym powtarzaniu erozji tak długo, aż z każdej figury pozostanie tylko jeden punkt. Na podstawie zliczenia liczby punktów pozostałych w wyniku erozji warunkowej można łatwo ustalić liczbę przekształcanych figur. Jeżeli jako obraz wyjściowy potraktować obszar zawarty pomiędzy profilem wyjściowym i profilem głównym, to za pomocą erozji warunkowej można wyznaczyć liczbę pęknięć wtórnych (por. rys.30).

Gdy profil jest już podzielony na części główną i wtórną, średnia wielkość i liczebność pęknięć wtórnych mogą być wyznaczone na podstawie parametrów zmierzonych oddzielnie dla części głównej i wyjściowego profilu. Jeżeli do podziału na części główną i wtórną stosowany jest algorytm Wojnara i Kumosa [95], to można zdefiniować średnią długość przesłonięcia OL jako (por.rys.8):

$$OL = \frac{\sum_{i=1}^n L_{oi}}{n} \quad (1.3.8)$$

gdzie: L_{oi} - długość i-tego przesłonięcia,
 n - liczba przesłonieć.

Wartość OL można łatwo otrzymać w wyniku numerycznej analizy profilu. Trudno natomiast w sposób bezpośredni zmierzyć długość pojedynczego pęknięcia wtórnego δ_i . Dlatego też średnią długość pęknięcia wtórnego δ trzeba wyznaczyć w sposób pośredni. Jeżeli przyjąć za Wojnarem i Kumosą [99], że sumaryczna długość pęknięć wtórnych jest równa połowie długości wtórnej części profilu, to:

$$\sum_{i=1}^n \delta_i = \frac{1}{2} [R_L - R_L (mp)] L^p \quad (1.3.9)$$

Równocześnie liczbę pęknięć wtórnych można ocenić na podstawie (1.3.8) i (1.1.15) jako:

$$n = \frac{\sum_{i=1}^n L_{oi}}{OL} = \frac{O_F - 1}{2 \cdot OL} L' \quad (1.3.10)$$

Srednia długość pęknięcia wtórnego jest teraz łatwa do wyznaczenia na podstawie definicji (1.3.5) i równań (1.9.9-10) jako [99]:

$$\delta = \frac{R_L - R_L(mp)}{O_F - 1} OL. \quad (1.3.11)$$

Z kolei, biorąc pod uwagę równania (1.1.11) i (1.3.10), można obliczyć, korzystając z równania (1.3.7), gęstość pęknięć wtórnych N_p [99]:

$$N_p = \frac{O_F - 1}{2 \cdot OL \cdot R_L(mp)}. \quad (1.3.12)$$

W równaniu (1.3.12) występują wyłącznie te wielkości, które bez trudności można zmierzyć na przekroju przełomu.

Przy stosowaniu automatycznej analizy obrazu i metod morfologii matematycznej wszystkie wielkości zdefiniowane wzorami (1.3.5-7) mogą być wyznaczone wprost przy wykorzystaniu wzorów zawartych w definicjach. Długości, zarówno profilu wyjściowego, jak i części głównej, mogą być zmierzone wprost za pomocą analizatora obrazu, natomiast liczba pęknięć wtórnych może być określona przy użyciu erozji warunkowej [63] (por. schemat na rys.30).

OKRESOWOŚĆ PRZEŁOMU

Okresowość przełomu, a w konsekwencji okresowość jego profilu, może być wywołana zarówno czynnikami strukturalnymi (np. struktury płytkowe lub kompozyty zbrojone włóknami), jak i charakterem naprężeń powodujących pękanie materiału (przełomy zmęczeniowe). Należy zaznaczyć, że do chwili obecnej w literaturze z zakresu fraktografii ilościowej analiza okresowości przełomu ograniczała się w większości przypadków do badania przełomów zmęczeniowych [39,40,90]. Próby

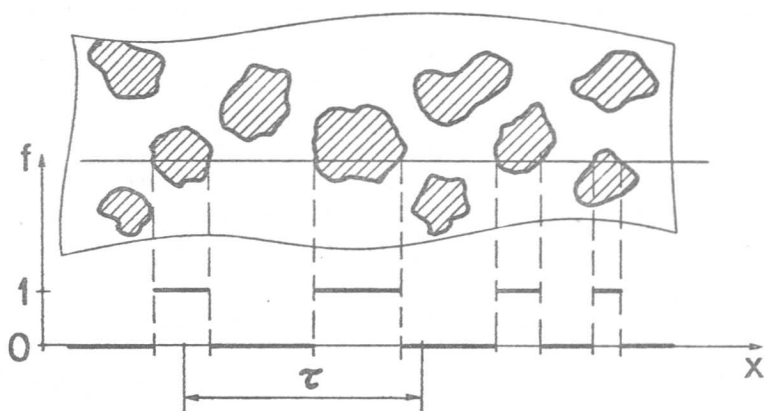
powiązania okresowości struktury i przełomu są, jak dotąd, w początkowym stadium rozwoju [27,52,53,56].

Liczne prace dotyczące analizy pęknięć zmęczeniowych ograniczają się do jakościowego opisu powierzchni przełomu lub oceny odległości pomiędzy prążkami zmęczeniowymi [2,73,91,107]. Natomiast liczba publikacji analizujących te pęknięcia w sposób ilościowy jest niewielka. Do ilościowej analizy przełomów zmęczeniowych stosuje się najczęściej profile przełomu [21,39,40,52,53,90]. Ze względu na okresowy charakter tych przełomów szczególnie przydatna jest analiza fourierowska [52,53], która pozwala na badanie charakterystycznych częstotliwości w przebiegu linii przełomu. Wasen i współautorzy [90] wykorzystali tę technikę do usuwania trendu z profili przełomów zmęczeniowych. Z widma profilu usuwali oni fale o okresie znacznie przekraczającym średnią wielkość ziarna. Po zastosowaniu odwrotnej transformacji Fouriera otrzymali profil, który charakteryzował się znacznie większą regularnością niż profil wyjściowy; m.in. rozkład wysokości profilu przybrał formę symetryczną, z pojedynczym maksimum.

Inne prace tego zespołu autorskiego [28,39,40] wykazują, że ze względu na okresowość przełomów zmęczeniowych do analizy ich zmienności należy używać odchyłeń standardowych poszczególnych parametrów zamiast ich wartości średnich.

Odmienne charakter mają prace przeprowadzone przez R.V.Dainty'ego [17]. Zajmował się on badaniem zmęczeniowym nie próbek, ale rzeczywistych części samolotów. Badania przełomów prowadzono na rzutach powierzchni pęknięć, gdzie istotną trudność stanowiło powiązanie znanego przebiegu obciążeń (symulującego obciążenia rzeczywiste) z przebiegiem przyrostów szczeliny zmęczeniowej. W celu rozwiązania tego problemu postanowiono wprowadzić odpowiednie znaczniki (marker blocks). Znaczniki wykonywano w ten sposób, że badaną część poddawano działaniu ściśle określonej liczby bardzo regularnych cykli o dużej amplitudzie obciążenia. Powodowało to powstanie na powierzchni przełomu wyraźnego pasma o bardzo regularnej budowie. Dzięki analizie zmian rozmieszczenia tych pasm uzyskano wiele cennych informacji o procesie pęknięcia zmęczeniowego elementów konstrukcji lotniczych [17].

W badaniach okresowości struktury często stosuje się funkcję kowariancji C [9,30,63]. W przypadku dwufazowej struktury można tę funkcję zdefiniować następująco (por.rys.31):



Rys.31. Schemat do wyznaczania funkcji kowariancji

$$C(\tau) = \lim_{L \rightarrow \infty} \frac{1}{L} \int_0^L f(x) f(x+\tau) dx \quad (1.3.13)$$

gdzie: $f(x)$ - funkcja, określana wzdłuż wybranej linii, taka, że $f(x)=1$, gdy linia przechodzi przez analizowaną fazę oraz $f(x)=0$ w pozostałych miejscach,

τ - przesunięcie.

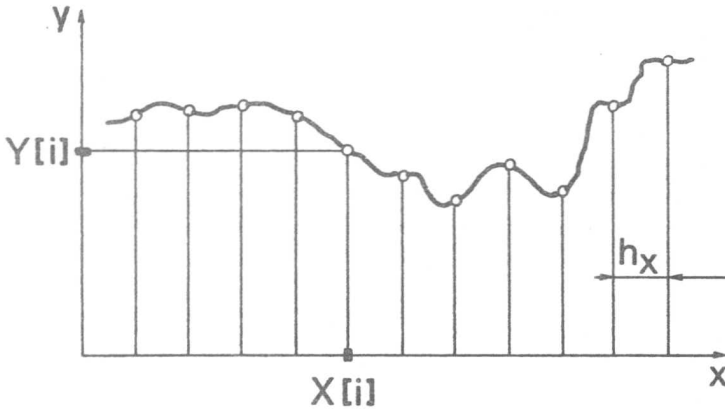
Funkcję kowariancji zdefiniowaną za pomocą równania (1.3.13) można interpretować [30,61] jako prawdopodobieństwo zdarzenia polegającego na tym, że obydwa końce odcinka o długości τ (leżącego na linii, wzdłuż której wyznacza się funkcję kowariancji) trafiają w analizowaną fazę. Z podanej interpretacji funkcji kowariancji wynika, że [30,63]:

$$C(0) = v_v \quad (1.3.14)$$

$$C(\infty) = v_v^2 \quad (1.3.15)$$

W przypadku okresowości struktury funkcja $C(\tau)$ również wykazuje okresowość. Funkcję kowariancji można wykorzystać do oceny wielkości i

rozmieszczenia elementów struktury, a poprzez zmianę kierunku prostej, wzdłuż której wyznacza się $C(\tau)$, można badać anizotropię struktury. Z kolei w wyniku wielokrotnego wyznaczania kowariancji w tym samym kierunku można badać niejednorodność struktury.



Rys.32. Schemat do analizy kowariancji profilu

Funkcja kowariancji, zdefiniowana równaniem (1.3.13), jest mało przydatna do analizy profilu, choć można ją wykorzystać np. do oceny okresowości pojawiania się pęknięć wtórnych. Dla celów analizy profilu funkcję kowariancji należy uogólnić poprzez zmianę funkcji $f(x)$ z funkcji dwuwartościowej na funkcję ciągłą.

Dla celów analizy numerycznej profil przełomu musi być przedstawiony w formie ciągu par liczb $X[i], Y[i]$ (por. rys.32). Przesunięcie τ również musi zmieniać się skokowo:

$$\tau = m h_x \quad (1.3.16)$$

gdzie: $m = 1, 2, \dots$

Funkcja kowariancji przybiera teraz postać [56]:

$$C(\tau) = C(m h_x) = \frac{1}{N-m} \sum_{i=1}^N Y[i] Y[i+m] \quad (1.3.17)$$

Przy numerycznym wyznaczaniu $C(\tau)$ należy pamiętać, aby wartość m była znacznie mniejsza od liczby pomiarów N .

Należy podkreślić, że funkcja $C(\tau)$ jest tożsama z funkcją autokorelacji, powszechnie używaną w analizie sygnałów [63]. Bliższe omówienie tej funkcji, jak również parametrów profilu, które można ustalić na jej podstawie, znajduje się w monografii Góreckiej i Polańskiego [26].

Na zakończenie kilka uwag o czynnikach, które mogą zakłócić lub utrudnić analizę okresowości profili przełomów. Przełomy, w szczególności zaś przełomy ciągłe, wykazują istnienie znacznej liczby przesłoneń [99]. Dla profili z takich przełomów prowadzenie analizy okresowości jest możliwe albo w stosunku do okresowości pojawiania się przesłoneń, albo w stosunku do profilu głównego (tj. pozbawionego pęknięć wtórnych). Drugie ograniczenie wynika z potrzeby stosowania przy wprowadzaniu danych stałego kroku (odstępu między kolejnymi danymi) w kierunku propagacji pęknięcia. Taki sposób wprowadzania danych może, jak zostanie to pokazane w rozdziale 2.2, w istotny sposób wpłynąć na wyniki pomiarów.

14. SYMULACJA I MODELOWANIE PEKNEĆ

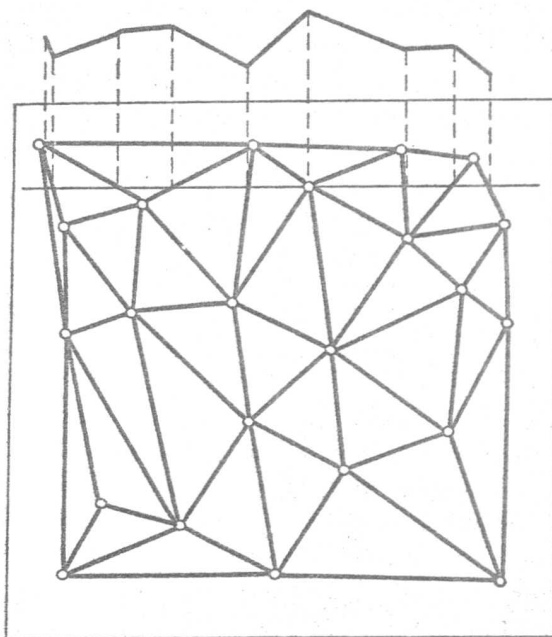
Symulowanie powierzchni przełomów pozwala na uzyskanie różnych konfiguracji pęknięć przy równoczesnej kontroli wszystkich potrzebnych parametrów geometrycznych. Dlatego też techniki symulacyjne są wykorzystywane do sprawdzania poprawności wyprowadzanych zależności stereologicznych.

El Soudani [21] stwierdził (co nie jest prawdą dla powierzchni z przesłonięciami), że dwie powierzchnie o tej samej wartości współczynnika rozwinięcia profilu R_L mają również te same wartości współczynnika rozwinięcia powierzchni R_S . Swoje twierdzenie udowadniał za pomocą badań modelowych, wyznaczając pary wartości R_L - R_S dla różnych konfiguracji powierzchni zbudowanych z prostych brył, takich jak: ostrosłupy, stożki i walce.

Podobną koncepcję badań modelowych przyjął Szala [74]. Stworzył on model powierzchni przełomu ciągłego, składający się z płaszczyzny i dołków w formie elipsoid obrotowych. Wykazał on, że dla takiego przełomu jego pole powierzchni można wyznaczyć za pomocą zależności (1.2.16). Szala stworzył również prosty model przełomu międzykrystalicznego dla struktury składającej się z szeregu czternastościanów Kelvina [74]. Badanie losowych przekrojów tych modelowych przełomów pozwoliło mu na wysunięcie hipotezy, że charakter przełomu można rozpoznać na podstawie pomiaru promienia krzywizny profilu. W swojej rozprawie [74] Szala potwierdził doświadczalnie te przypuszczenia na podstawie badań przełomów z żelaza Armco. Brak dotąd innych prac potwierdzających poprawność tej koncepcji, wymaga ona zatem dalszych badań.

Underwood i Banerji [82] używali symulowanego przełomu łupliwego do badania jego charakterystyki geometrycznej. Przełom symulowano w następujący sposób (por. rys.33): w kwadratowym polu generowano szereg punktów rozmieszczonych losowo, a następnie łączono te punkty, tworząc siatkę trójkątów. Każdemu punktowi przyporządkowano losowo pewną wysokość i w ten sposób uzyskano model trójwymiarowej powierzchni składającej się z trójkątów. Analiza przekrojów przez tak stworzoną powierzchnię przełomu wykazała m.in. istnienie dwuwierzchołkowego

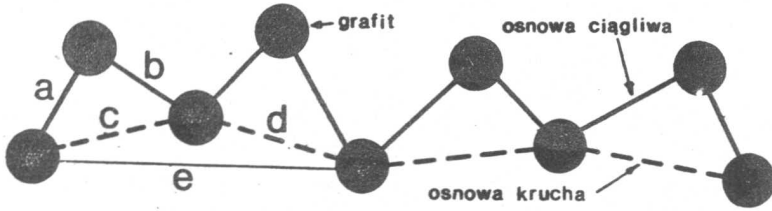
rozkładu kątów wzdłuż linii profilu, co było zgodne z wcześniejszymi obserwacjami autorów. Podobnie, jak w przypadku Szali [74] symulowany przełom wykorzystywano do oceny poprawności poszczególnych zależności stereometrycznych, służących do obliczania R_S .



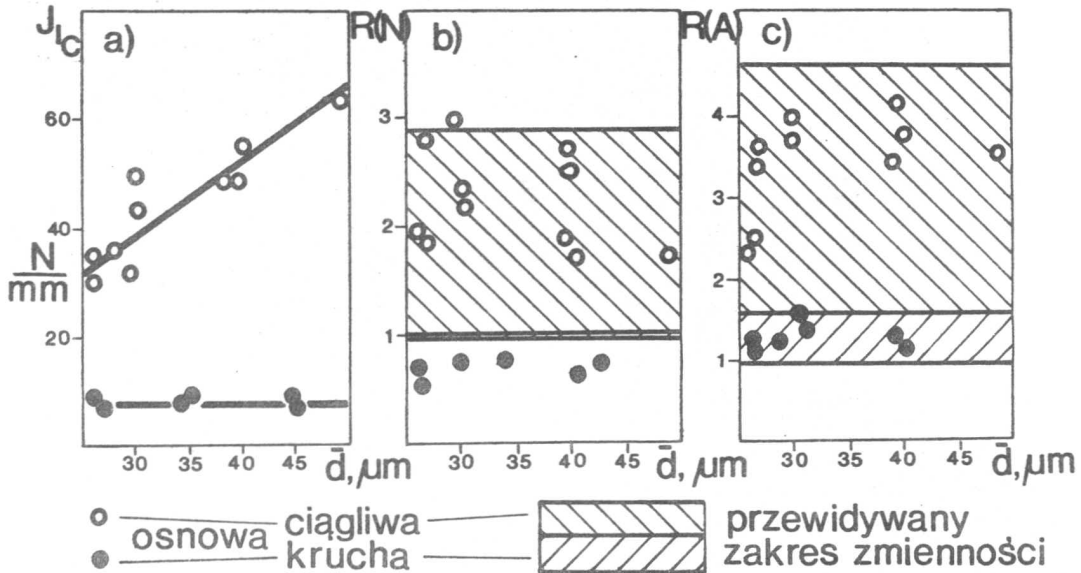
Rys.33. Schemat modelu łupliwego przełomu używanego przez Underwooda i Banerji [82]

Coster i Chermant [15] przedstawili inną koncepcję modelowania łupliwego przełomu, opartą na analizie struktury jednofazowej symulowanej przy użyciu algorytmu Voronoi. Nie przeprowadzili oni jednak dalszej analizy tego modelu.

Modelowanie pęknięć służy nie tylko sprawdzaniu poszczególnych zależności, ale również pozwala na weryfikację hipotez dotyczących procesu pęknięcia. Wojnar [92] zaproponował prosty, dwuwymiarowy model procesu pęknięcia żeliwa sferoidalnego (por. rys.34). Założył on, że przy kruchej osnowie żeliwo pęka przy spełnieniu zasady minimum energii, co sprowadza się do minimalizacji powierzchni pęknięcia. Ze względu na słabą kohezję kul grafitu z osnową można było przyjąć, że kula grafitu jest pustką, przez którą można przejść bez straty energii.



Rys.34. Model przełomu żeliwa sferoidalnego [59,93]



Rys.35. Porównanie przewidywań modelu i wyników badań rzeczywistych przełomów. Wyniki przedstawiono w funkcji średniej średnicy kuli grafitu \bar{d} [59]

Zasadę tworzenia przełomu w żeliwie o kruchej osnowie wyjaśniają poniższe nierówności (por. rys.34). Ponieważ:

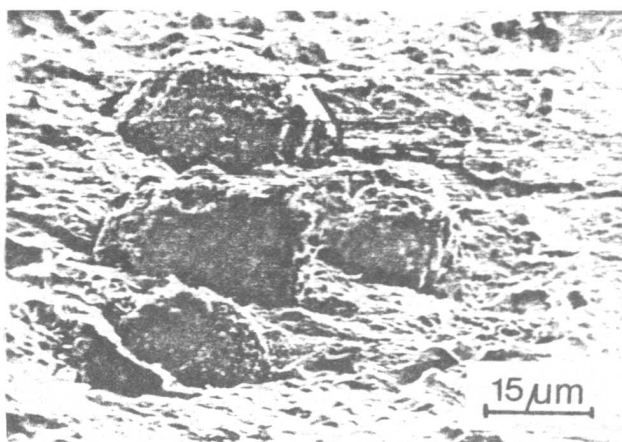
$$c + d < e \quad (1.4.1)$$

to przełom nie będzie się rozwijał wzdłuż odcinka e, tylko wzdłuż pary

odcinków $c+d$. Podobnie, ze względu na to, że:

$$c < a + b \quad (1.4.2)$$

wyklucza się drogę przełomu wzdłuż odcinków $a+b$. Założenie o niewielkim wpływie grafitu na kierunek rozprzestrzeniania się pęknięcia potwierdza fot.36, na której widać przecięcie płaskiej powierzchni przełomu z kilkoma kulami przy równoczesnym braku zmian orientacji tej powierzchni w pobliżu kul grafitu.

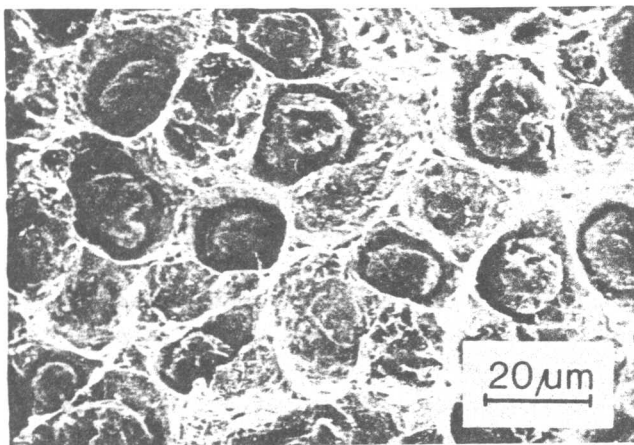


Fot.36. Grafit na powierzchni przełomu żeliwa o kruchej osnowie [92]

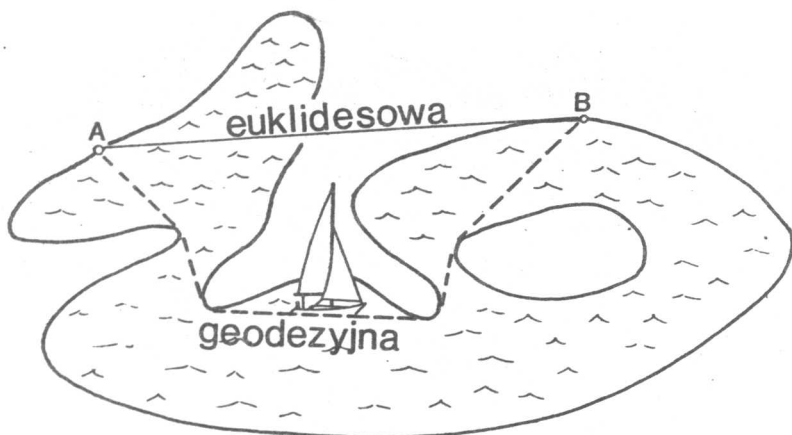
Inaczej dzieje się w przypadku osnowy ciągliwej. Założono, że przy ciągliwej osnowie przełom rozwija się, przechodząc od kuli grafitu do kuli grafitu w taki sposób, aby przy każdym pojedynczym przejściu ścinać możliwie krótki mostek osnowy pomiędzy kulami. Oczywiście powierzchnia scinania powinna być nie tylko możliwie mała, ale i korzystnie zorientowana względem kierunku działania naprężeń. Interpretacja geometryczna tego warunku to łączenie najbliższej leżących kul. Ponieważ:

$$a < c \quad (1.4.3)$$

to przełom przechodzi wzdłuż odcinka a i dalej tak, jak pokazuje linia ciągła na rys.34.



Fot.37. Przekrój żeliwa sferoidalnego o ciągliwej osnowie [92]

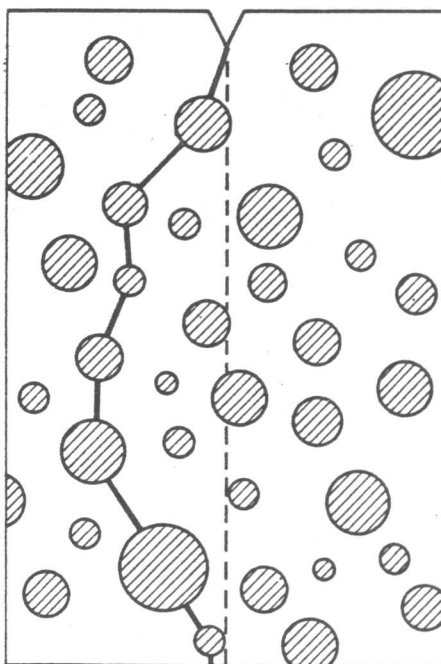


Rys.38. Porównanie odległości euklidesowej i geodezyjnej

Materiał do badań w pracy autora [92] stanowiło wysokiej jakości ferrytyczne żeliwo sferoidalne gatunku Zs40012, które wykazywało w próbach rozciągania wydłużenie przekraczające 20 % (na próbkach pięciokrotnych). Żeliwo o kruchej osnowie otrzymano przez hartowanie wyjściowego żeliwa ferrytycznego. Zróżnicowanie średniej średnicy

grafitu uzyskano poprzez zmiany grubości ścianki odlewu. Ponieważ niezależnie od grubości ścianki udział objętościowy grafitu wynosił około 14 %, zmiany średnicy kul grafitu powodowały w istocie zmiany średniej odległości swobodnej pomiędzy nimi (odległość swobodna zostanie opisana bliżej w rozdziale 3.3).

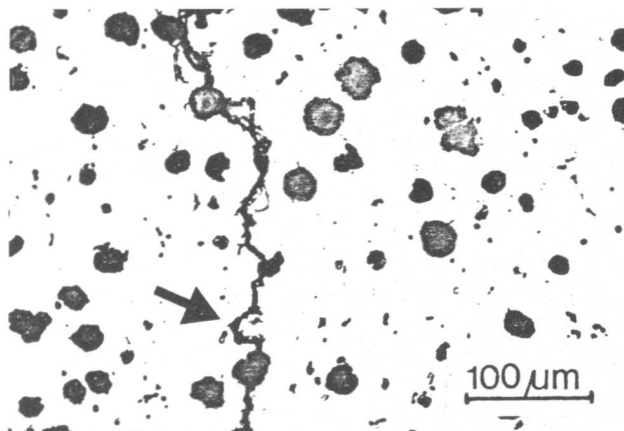
Obraz przełomu, widoczny na fot.37, potwierdza przyjęty model procesu pęknięcia. Ilościowa analiza zaprezentowanego modelu doprowadziła do wyznaczenia teoretycznych zakresów zmienności współczynników $R(N)$ i $R(A)$, zdefiniowanych wzorami (1.3.3-4) [92]. Porównanie przewidywanych i rzeczywistych wartości tych współczynników przedstawiono na rys.35 b,c. Na rys.35a pokazano zmiany odporności na pęknięcie badanych żeliw. Zmiany średniej średnicy kuli grafitu \bar{d} (a tym samym i średniej odległości swobodnej pomiędzy kulami) nie wpłynęły jednak na wartości charakterystyk przełomów $R(A)$ i $R(N)$.



Rys.39. Porównanie płaskiej powierzchni pęknięcia (linia przerywana) z drogą pęknięcia przebiegającą zgodnie z zasadą minimalizacji odległości geodezyjnej (linia ciągła). W drugim przypadku sumaryczna długość pęknięcia w osnowie wynosi 63% długości tej drogi w pierwszym przypadku [51]

Inny, bardziej skomplikowany, sposób modelowania pęknięć przedstawiono w pracy Osmonta i in. [51]. Modelowano tam rozwijanie się pęknięć w porowatym graficie używanym w energetyce jądrowej. Podobnie jak w przypadku modelu Wojnara [92,93], przyjęto tam, że przejście pęknięcia przez pory nie wymaga dodatkowego wkładu energii. Jako podstawę procesu symulacji przyjęto koncepcję minimalizacji tzw. odległości geodezyjnej [36]. Pojęcie to zilustrowano na rys.38.

Na rys.38 pokazano odległość euklidesową - odcinek AB oraz odległość geodezyjną jako linię przerywaną łączącą punkty A i B. Jak widać z rys.38, odległość geodezyjną można zdefiniować jako minimalną drogę konieczną do przebycia przy omijaniu przeszkód. Zasada ta jest wykorzystywana na co dzień przez przechodniów, np. "nielegalne" ścieżki przez trawniki są prowadzone zgodnie z zasadami wyznaczania odległości geodezyjnej. Warto zwrócić uwagę, że algorytm symulowania przebiegu pęknięcia na podstawie analizy odległości geodezyjnej jest w istocie równoważny modelowi powstawania przełomu w żeliwie o kruchej osnowie (por.rys.34).



Fot.40. Fragment pęknięcia zmęczeniowego w ferrytycznym żeliwie sferoidalnym

Symulacja pęknięć przy wykorzystaniu pojęcia odległości geodezyjnej daje drogi pęknięcia podobne do przedstawionej na rys.34. W pracy [51] wykazano, że pęknięcia symulowane zgodnie z omówionym

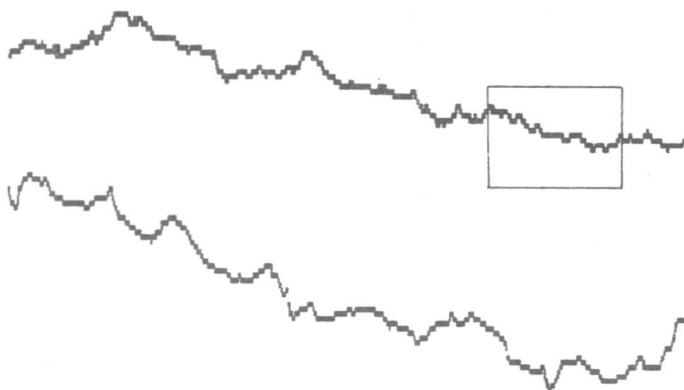
algorytmem pokrywają się w znacznej części z pęknięciami rzeczywistymi.

W chwili obecnej algorytm wykorzystujący pojęcie odległości geodezyjnej jest jednym z najlepszych do modelowania pęknięć. Pozwala on jednak na modelowanie pęknięć tylko w materiałach pękających w sposób kruchy, a ponadto nie uwzględnia przestrzennej struktury materiału. Przykładowo, na fot.40, pokazano powierzchnię szlifu z ferrytycznego żeliwa sferoidalnego wraz z fragmentem pęknięcia zmęczeniowego. Jak widać, przebieg pęknięcia jest podobny do przewidywanego za pomocą modelu na rys.39, ale w niektórych miejscach (strzałka) przebieg ten jest zdecydowanie odmienny. Tego typu odstępstwa od modelu można tłumaczyć m.in. wpływem niewidocznych cząstek, położonych blisko powierzchni.

Podsumowując, można stwierdzić, że problem symulacji i modelowania pęknięć jest daleki od rozwiązania, a równocześnie możliwości efektywnej symulacji na małych komputerach osobistych są ograniczone z powodu ich zbyt małej mocy obliczeniowej.

15. FRAKTALE

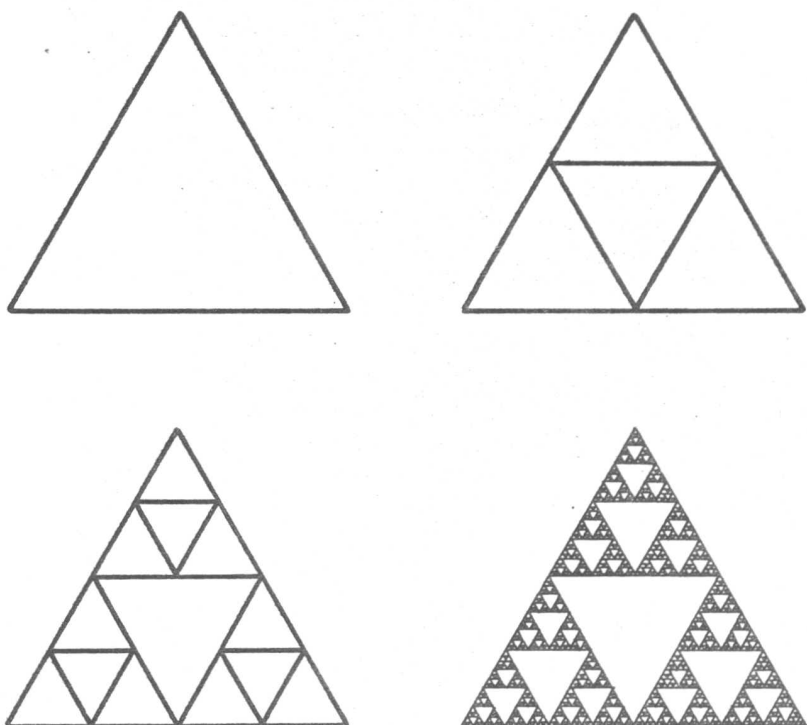
Od dawna wiadomo, że ilość informacji dostępna przy badaniu struktur ściśle zależy od rozdzielczości analizowanego obrazu. Fakt ten ma również swoje konsekwencje przy ilościowej ocenie struktur i przełomów. Wraz ze wzrostem powiększenia rośnie długość analizowanych linii, liczba obserwowanych cząstek itp [78].



Rys.41. Kopia komputerowego obrazu linii profilu rzeczywistego przełomu (u góry) i jej fragment, zaznaczony prostokątem, powiększony pięciokrotnie (u dołu)

Równocześnie zaobserwowano (por.rys.41), że wiele nieregularnych linii wygląda podobnie przy różnych powiększeniach. Cecha ta nosi nazwę samopodobieństwa, a wykazujące ją obiekty nazywa się (za B.Mandelbrotem) fraktalami [48]. Fraktale często spotyka się w przyrodzie; fraktalami okazały się również powierzchnie przełomów. Wielu badaczy zainteresowało się tą nową koncepcją geometryczną i stąd w ostatnich latach ukazało się wiele prac poświęconych wykorzystaniu fraktali w badaniach fraktograficznych [18,32,37,49,50,54,55,83,103].

Pojęcie fraktala można omówić na przykładzie trójkąta fraktalnego [32,48], którego kolejne stadia budowy i ostateczną formę pokazano na rys.42. Trójkąt fraktalny powstaje w ten sposób, że w ramach wyjściowego trójkąta buduje się trzy trójkąty o dwukrotnie krótszych



Rys.42. Trójkąt fraktalny i kolejne etapy jego budowy [32,48]

bokach. Wewnątrz każdego z nowo powstałych trójkątów buduje się następne trójkąty itd. W związku z tym dowolnie mały fragment trójkąta fraktalnego jest podobny do całości figury, co stanowi o istocie fraktala. Podobne zjawisko obserwuje się np. w przypadku chmur. Jeżeli na zdjęciu chmury brak punktów odniesienia, takich jak drzewa czy budynki, to nie można jednoznacznie ocenić wielkości obserwowanej chmury.

Trójkąt fraktalny, przedstawiony na rys.42, jest przykładem fraktala matematycznego, tzn. takiego, który może przyjmować dowolnie duże i dowolnie małe rozmiary. W przypadku rzeczywistych fraktali mamy zawsze ograniczenia ich wielkości. Przy analizie profilu przełomu górna granicę stanowi wielkość próbki, natomiast dolną - odległości

międzyatomowe. Pomiędzy tymi granicami właściwości rzeczywistych fraktali są zbliżone do właściwości fraktali matematycznych [32,37]. Z tego też względu liczne cechy fraktali można objaśnić posługując się fraktalami matematycznymi.

Następną, po samopodobieństwie, cechą fraktala jest trudność zdefiniowania jego miary; rozpatrzmy ten problem na przykładzie trójkąta fraktalnego. Miarą odcinków, okręgów i wielu innych krzywych jest ich długość, stąd też mówi się, że topologiczny wymiar tych krzywych wynosi 1 [37]. Analogicznie miarą kwadratów, kół i innych płaskich figur jest ich pole powierzchni. Stąd też ocenia się je jako figury o wymiarze topologicznym 2 [37]. Do narysowania trójkąta fraktalnego (rys.42) potrzebna jest wprawdzie pewna powierzchnia, ale ponieważ trójkąt fraktalny składa się wyłącznie z odcinków, to jego pole powierzchni jest równe zeru. Z drugiej strony, sumaryczna długość odcinków tworzących ten fraktal jest nieskończenie duża. Powyższe rozważania nasuwają pomysł przypisania fraktalowi ułamkowego wymiaru fraktalnego D takiego, że:

$$1 < D < 2 \quad (1.5.1)$$

Mandelbrot [48] definiuje ten wymiar jako:

$$D = \frac{\log(N)}{\log(1/r)} \quad (1.5.2)$$

gdzie: N - liczba segmentów tworzących wyjściową figurę fraktala,
 r - stopień zmniejszania elementów tworzących fraktal przy kolejnych etapach budowy fraktala.

W przypadku trójkąta fraktalnego $N=3$, natomiast $r=1/2$ (długości boków kolejnych trójkątów są zmniejszane dwukrotnie). Stąd też dla trójkąta fraktalnego:

$$D = \frac{\log 3}{\log 2} = 1,585 \quad (1.5.3)$$

Wymiar fraktalny dla krzywej można zatem interpretować jako miarę stopnia jej złożoności. Dla ekstremalnie nieskomplikowanej krzywej, jaką stanowi odcinek linii prostej, $D = 1$.

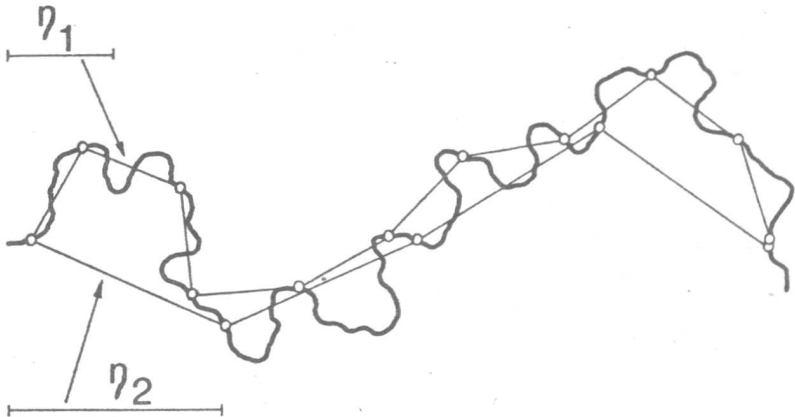
Definicja wymiaru fraktalnego D , przedstawiona za pomocą równania (1.5.2), jest niestety mało przydatna do badania rzeczywistych

fraktali. W badaniach fraktograficznych wykorzystuje się w tym celu badanie profilu przy różnych wielkościach kroku pomiarowego η (por. rys. 43). Fraktalne profile wykazują potęgową zależność pomiędzy krokiem pomiarowym i badaną wielkością geometryczną, np. długością profilu [83,84]. W przypadku przełomów najczęściej stosuje się zależność pomiędzy krokiem pomiarowym i współczynnikiem R_L [83]:

$$R_L(\eta) = R_L(0) \eta^{-(D-1)}. \quad (1.5.4)$$

Po zlogarytmowaniu obu stron równania (1.5.4) otrzymuje się zależność:

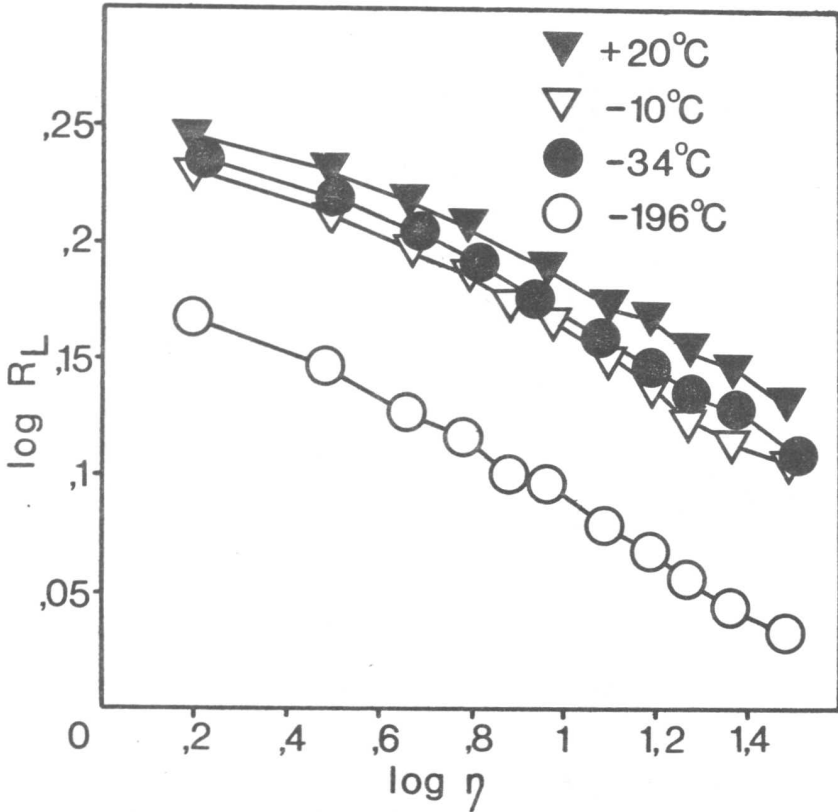
$$\log R_L(\eta) = \log R_L(0) - (D-1) \log \eta. \quad (1.5.5)$$



Rys. 43. Interpretacja krzywej za pomocą linii łamanej o różnych długościach kroku pomiarowego η

Jak wynika z równania (1.5.5), wszystkie wyniki pomiarów R_L , otrzymane przy różnych wartościach kroku pomiarowego η , powinny w układzie podwójnie logarytmicznym leżeć na linii prostej. Tego typu wykresy, nazywane wykresami fraktalnymi, powszechnie stosuje się w badaniach fraktograficznych (por. rys. 44). Umożliwiają one łatwe wyznaczenie wymiaru fraktalnego D , który jest proporcjonalny do pochylenia linii na wykresie fraktalnym [83].

Na rys. 44 widoczne są cztery wykresy fraktalne dla profili

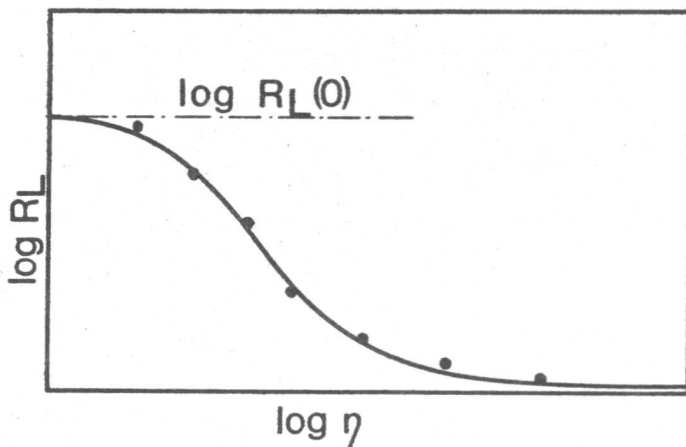


Rys.44. Wykresy fraktalne dla stali 0,4 %C (opis w tekście)

przełomów próbek udarnościowych, wykonanych ze stali o zawartości 0,4 % C, łamanych w różnych temperaturach. Widoczne jest wyraźne przesuwanie się tych wykresów wraz ze spadkiem temperatury w dół, ale z zachowaniem tego samego pochylenia, co świadczy o braku zmiany wymiaru fraktalnego D . Równocześnie bliższa analiza kształtu wykresów na rys.44 wskazuje, że przybliżenie zmian $\log \eta - \log R_L$ za pomocą krzywej może dać lepsze dopasowanie niż w przypadku linii prostej. Underwood i Banerji [83] wykorzystali w swojej pracy fakt, że każdy wykres fraktalny dla przełomu ma dwie asymptoty: $R_L=1$ dla bardzo dużych wartości kroku pomiarowego η i $R_L=(R_L)_0$ dla nieskończenie małego kroku pomiarowego. Zaproponowali oni wykorzystanie do interpretacji wykresów

fraktalnych (por.rys.45) krzywej przejściowej o równaniu:

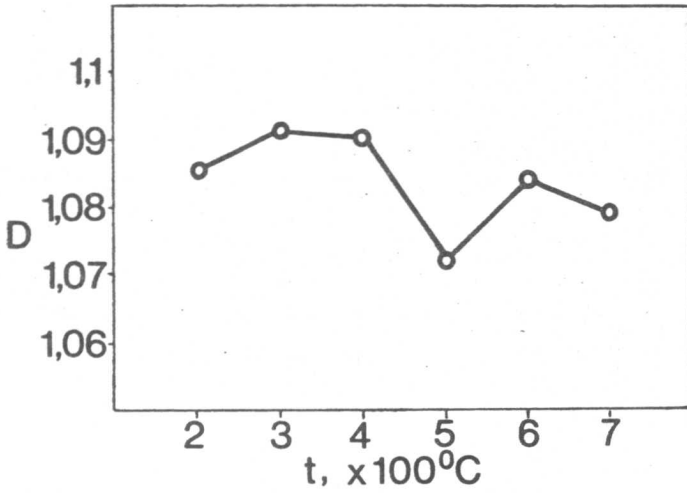
$$\log \log \left\{ \frac{(R_L)_0 - 1}{(R_L(\eta) - 1)} \right\} = C - (D_\beta - 1) \log \eta. \quad (1.5.6)$$



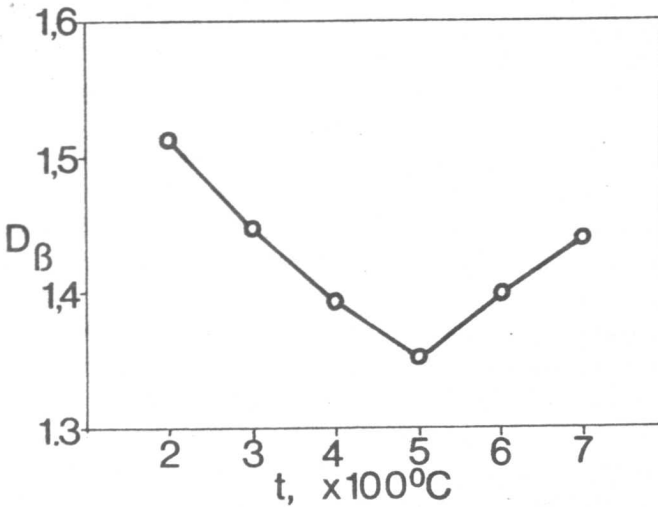
Rys.45. Schemat krzywoliniowej interpretacji wykresu fraktalnego zgodnie z równaniem (1.5.6) [83]

Równanie (1.5.6) przedstawia zlinearyzowaną postać funkcji opisującej zależność pomiędzy η i R_L . Postać ta jest wygodna do obliczania wartości zmodyfikowanego wymiaru fraktalnego D_β . Porównanie wartości klasycznego i zmodyfikowanego wymiaru fraktalnego (rys.46 i 47) wykazuje, że w przypadku analizy procesu odpuszczania amerykańskiej stali AISI 4340* zmodyfikowany wymiar fraktalny daje bardziej regularną krzywą zależności od temperatury odpuszczania niż klasyczny wymiar fraktalny. Obecnie brak jeszcze w literaturze innych przykładów zastosowania zmodyfikowanego wymiaru fraktalnego. Porównując wyniki przedstawione na rys.46 i 47 warto zwrócić uwagę, że w obu przypadkach otrzymano bezwzględne minimum przy tej samej temperaturze odpuszczania,

* stal AISI 4340 jest niskostopową, średniowęglową stalą konstrukcyjną o następującym składzie chemicznym: 0,38-0,43 %C, 0,6-0,8 %Mn, do 0,035 %P, do 0,04 %S, 0,2-0,35 %Si, 1,65-2,0 %Ni, 0,7-0,9 %Cr i 0,2-0,3 %Mo.



Rys.47. Zależność pomiędzy temperaturą odpuszczania stali AISI 4340 i klasycznym wymiarem fraktalnym D przełomu [83]



Rys.48. Zależność pomiędzy temperaturą odpuszczania stali AISI 4340 i zmodyfikowanym wymiarem fraktalnym D_{β} przełomu [83]

tj. przy 500°C. Wydaje się zatem, że przejście od klasycznego do zmodyfikowanego wymiaru fraktalnego nie powinno powodować jakościowych zmian w przebiegu różnych zależności wykorzystujących wymiar fraktalny.

Fraktalny charakter wielu zjawisk w przyrodzie został doświadczalnie potwierdzony, jednak sama teoria fraktali znajduje się wciąż na początku swojego rozwoju. Prowadzi to często do nieporozumień, niekiedy wręcz anegdotycznych. Recenzent jednego z artykułów Underwooda^{*}, w którym omawiano m.in. koncepcję zmodyfikowanego wymiaru fraktalnego D_{β} , skrytykował zaproponowany sposób opisu właściwości fraktalnych profilu. W opinii recenzenta krzywoliniowa interpretacja wykresu fraktalnego (por. rys.45) była błędna, gdyż zależność pomiędzy logarytmami kroku pomiarowego i współczynnika R_L powinna być liniowa, tak, jak przedstawia to równanie (1.5.5). Liniowy charakter tej zależności miał wynikać z definicji fraktala. W odpowiedzi Underwood stwierdził, że liniowa zależność pomiędzy logarytmami kroku pomiarowego i mierzonej długości wcale nie wynika z definicji, a jest jedynie wygodnym uogólnieniem wyników przeprowadzonych doświadczeń. Obydwie formy opisu mogą być stosowane, a zakres ich stosowania wynika ze skali obserwowanego zjawiska.

Jakościowa ocena zmian powierzchni przełomów stali średniowęglowej zahartowanej i odpuszczonej w różnych temperaturach wskazuje, że im większa udarność tej stali, tym większy jest stopień rozwinięcia i chropowatość powierzchni przełomu. Z punktu widzenia geometrii fraktalnej oznacza to, że wymiar fraktalny D powinien rosnąć wraz z udarnością lub innymi miarami ciągłości materiału. Przedstawione powyżej rozumowanie było impulsem do przeprowadzania badań zależności pomiędzy wymiarem fraktalnym i ciągłością materiału [49,50,55].

Badania Underwooda i Banerji [83] nie potwierdziły przewidywań odnośnie do zmian wymiaru fraktalnego (por. rys.46,47). Otrzymany wynik, tj. minimum wymiaru fraktalnego dla przełomu otrzymanego ze stali odpuszczanej w temperaturze 500°C, jest sprzeczny z naszą intuicją.

Badania związków wymiaru fraktalnego przełomu i ciągłości prowadzono również na innych materiałach. Mecholsky i współautorzy [50] przebadali zależność pomiędzy odpornością na pękanie i wymiarem fraktalnym dla spieków ceramicznych o różnej porowatości i wielkości ziarna oraz dla materiałów szkło-ceramicznych. Stwierdzili istnienie

* Na podstawie korespondencji od prof. Underwooda.

proporcjonalności pomiędzy wymiarem fraktalnym D i odpornością na pękanie. Zatem wyniki pracy [50], w przeciwieństwie do omówionej pracy [83], potwierdzają przedstawione wyżej przewidywania odnośnie do tej zależności. Z kolei w badaniach Mandelbrota i współpracowników [49] okazało się, że wzrostowi udarności stali maraging towarzyszy nie wzrost, ale spadek wymiaru fraktalnego. Jeszcze inne wyniki otrzymano przy badaniu stopów tytanu [54]; nie stwierdzono istnienia wyraźnego trendu w zależności pomiędzy wymiarem fraktalnym i udarnością. Podobny brak zmian wymiaru fraktalnego stwierdzono w przypadku analizy wpływu temperatury na mechanizm pękania stali węglowej [99] (por.rys.44).

Obszerne badania symulacyjne i badania rzeczywistych przełomów [18] wykazały brak jednoznacznych korelacji pomiędzy wymiarem fraktalnym profilu i właściwościami materiału. Stwierdzono, że tego typu korelacje mogą być obserwowane w ograniczonym zakresie, np. w odniesieniu do grup materiałów o zbliżonych właściwościach i mechanizmie pękania.

Przedstawione wyniki badań wskazują, że nie istnieje ustalona zależność pomiędzy wymiarem fraktalnym przełomu i właściwościami materiału. Tak więc wydaje się, że wymiar fraktalny, wbrew entuzjastycznym opiniom najbardziej znanego twórcy teorii fraktali B.Mandelbrota, nie jest uniwersalnym narzędziem do badania nieregularnych powierzchni. Badanie fraktalnych właściwości przełomów może przynieść wartościowe wyniki, ale przy obecnym stanie zagadnienia możliwość tego typu interpretacji geometrycznych cech przełomów jest jeszcze bardzo ograniczona.

2. WYBRANE ZAGADNIENIA Z ZASTOSOWANIA MIKROKOMPUTERÓW DO IŁOŚCIOWEJ OCENY PRZEŁOMÓW

Komputerowa analiza danych stanowi integralną część wszystkich problemów analizy obrazu [63], przy czym stosowany sprzęt i oprogramowanie należą do najbardziej skomplikowanych. O złożoności używanego oprogramowania może świadczyć wypowiedź przedstawiciela firmy Opton, który stwierdził, że całość oprogramowania analizatora IBAS 2000 wymagałaby, w przypadku zatrudnienia jednego wybitnego programisty, około stu lat jego pracy. Stosowanie takiego specjalistycznego sprzętu umożliwia prowadzenie prac na najwyższym poziomie [11,36,51], jednakże konieczna do tego celu aparatura jest bardzo kosztowna i nie każde laboratorium może sobie pozwolić na jej zakup. Nowe możliwości otworzy się w ostatnich latach, gdy nastąpił burzliwy rozwój względnie tanich mikrokomputerów, które można wykorzystać także do analizy fraktograficznej. Temu ostatniemu zastosowaniu mikrokomputerów poświęcony jest niniejszy rozdział.

2.1 SPRZĘT I OPROGRAMOWANIE

Do prowadzenia badań nadaje się niemal każdy rodzaj sprzętu, gdyż o końcowym wyniku decyduje przede wszystkim jakość stosowanego oprogramowania. Wasen i współpracownicy [90] wykorzystywali mikrokomputer firmy Hewlett-Packard, Szala [74] pracował z mikrokomputerem PDP-11, natomiast Underwood wraz ze współpracownikami [82,83] używali nie wymienionego z nazwy komputera osobistego, przy czym wprowadzone dane były przetwarzane przez centralny komputer uniwersytetu. Tak znaczne zróżnicowanie sprzętu uniemożliwia praktycznie standaryzację oprogramowania i każdy z wymienionych tu zespołów używał oprogramowania własnego autorstwa. W dostępnych publikacjach [28,74,75,82,83,90] ograniczono się do podania ogólnych uwag o stosowanych algorytmach, co

pozwała przypuszczać, że opracowane programy nie nadawały się do komercyjnej prezentacji.

Badania fraktograficzne stanowią wyrafinowaną technikę badawczą, która jest stosowana przez ograniczoną liczbę laboratoriów. Z tego względu żadna duża firma produkująca software nie podejmie się zadania przygotowania odpowiedniego oprogramowania, gdyż grupa potencjalnych odbiorców jest zbyt szczupła. Autor również stanął przed problemem samodzielnego przygotowania programów do analizy przełomów.

Na wstępie należało dokonać wyboru sprzętu. Wybór padł na komputer typu IBM/PC/XT/AT, o czym zadecydowały następujące czynniki:

- powszechna dostępność tego sprzętu i wynikająca stąd
- możliwość łatwego przenoszenia oprogramowania oraz
- tzw. otwarta architektura komputera, czyli konstrukcja umożliwiająca łatwe łączenie go z licznymi urządzeniami wejścia i wyjścia.

Jako język programowania wybrano Turbo Pascal w wersji 5.0, który charakteryzuje się dużą efektywnością kodu wynikowego przy równoczesnej czytelności kodu źródłowego, co bardzo ułatwia wszelkie modyfikacje programu.

Tworzenie programu od podstaw było oczywiście bardzo czasochłonne, ale równocześnie zmuszało do postawienia szeregu pytań o podstawowym znaczeniu teoretycznym, jak np. jaki jest wpływ sposobu wprowadzania danych na wyniki obliczeń. Niektóre z tych zagadnień zostaną szerzej omówione w tej części pracy.

2.2 WPROWADZANIE I NUMERYCZNA ANALIZA DANYCH

WPROWADZANIE DANYCH

Można wyróżnić trzy podstawowe sposoby wprowadzania danych: podawanie danych z klawiatury, półautomatyczne odczytywanie danych za pomocą digitizera oraz wykorzystanie automatycznego przetwarzania obrazu (np. karta Frame Grabber). Przy tworzeniu programu do analizy fraktograficznej należało dokonać wyboru sposobu wprowadzania danych do pamięci komputera. Na wstępie odrzucono wprowadzanie danych z klawiatury jako mało wydajne, nużące i niedokładne. Zrezygnowano również z wykorzystania karty przetwarzania obrazu, gdyż rozwiązanie to jest bardzo kosztowne – karta przetwarzania obrazu wraz z kamerą jest droższa od typowego komputera typu IBM PC/AT. Ponadto takie rozwiązanie sprowadza się do tworzenia imitacji automatycznego analizatora obrazu. Zdecydowano zatem wykorzystać do wprowadzania danych digitizer. W niniejszej pracy korzystano z digitizera SummaSketch MM1201, ale wybór konkretnego modelu sprzętu nie ma zasadniczego wpływu na sposób jego wykorzystania.

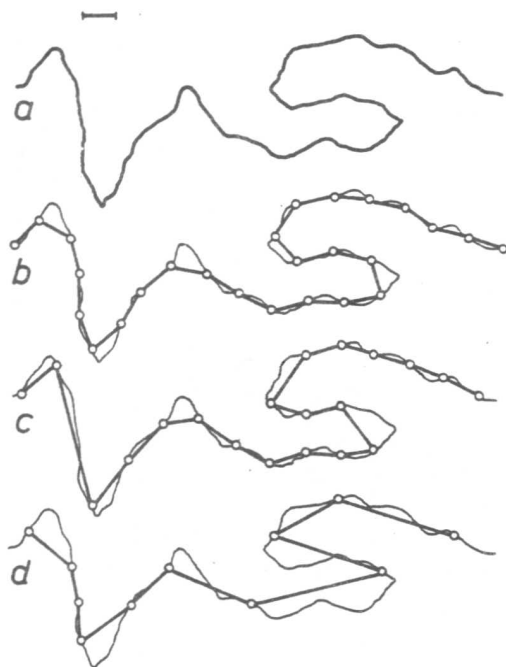
WYBÓR SPOSOBU DYGITALIZACJI

Problem sposobu wprowadzania danych z przełomu za pomocą digitizera nie był dotąd omawiany [96]. Ponieważ metoda przygotowywania danych i sposób ich numerycznej obróbki mogą wpływać na otrzymywane wyniki, autor postanowił przeanalizować to zagadnienie.

Najprostszym możliwym sposobem wprowadzania danych jest WYBÓR PUNKTU PRZEZ OPERATORA. Polega on na tym, że operator przesuwając wzdłuż linii profilu myszkę digitizera i w wybranych przez siebie momentach przyciska klawisz, co powoduje odczytanie bieżących współrzędnych położenia myszy. Przy stosowaniu tego sposobu możliwe jest zapisywanie wszystkich charakterystycznych punktów profilu przełomu, ale wybór

punktów przy WYBORZE PUNKTU PRZEZ OPERATORA jest subiektywny, co prowadzi do zniekształcania danych. Omówiony sposób wprowadzania danych był stosowany przez Wasena i współpracowników [90], warto jednak zwrócić uwagę, że wyjściowe dane były następnie przeliczane tak, aby wyeliminować część błędów.

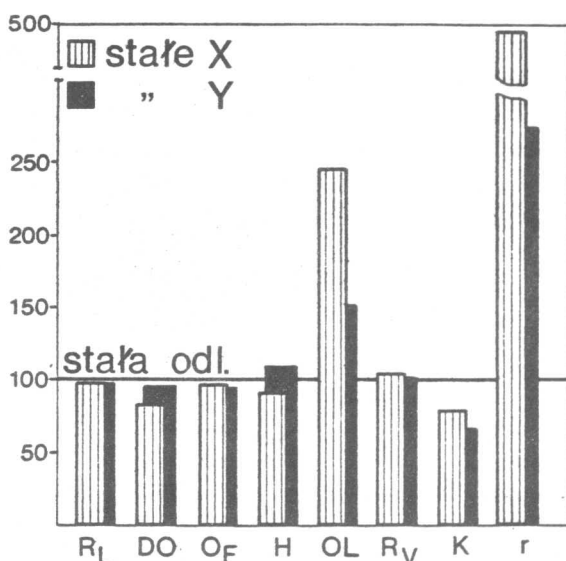
Niezależnie od subiektywności analizy podstawową wadą WYBORU PUNKTU PRZEZ OPERATORA jest pracochłonność tej metody, polegająca na konieczności przyciskania klawisza przy każdym wprowadzanym punkcie. Można tę niedogodność usunąć poprzez umożliwienie automatycznego odczytania współrzędnych w momencie spełnienia określonego warunku. Praca operatora przy wprowadzaniu danych ogranicza się wtedy do przesuwania myszy digitizera wzdłuż analizowanej linii.



Rys.48. Wyjściowa linia (a) i różne sposoby wprowadzenia danych do pamięci komputera: STAŁA ODLEGŁOŚĆ (b), STAŁE X (c) i STAŁE Y (d). Odcinek widoczny przy profilu (a) oznacza wielkość kroku pomiarowego

Taką metodą wprowadzania danych jest zachowanie STAŁEJ ODLEGŁOŚCI wprowadzanych punktów (rys.48b). Przy odpowiednio małym kroku pomiarowym umożliwia ona precyzyjne odwzorowanie skomplikowanych kształtów linii, a ponadto jest przydatna przy analizie fraktalnej (por.rys.43). Wyniki badań prezentowane w trzeciej części tej pracy zostały otrzymane przy zachowaniu STAŁEJ ODLEGŁOŚCI wprowadzanych punktów.

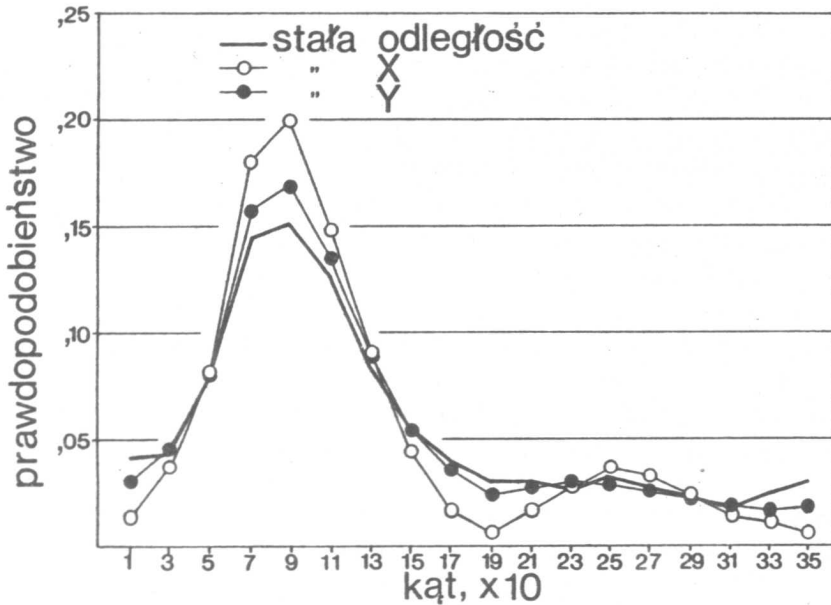
Trzeci sposób (rys.48c) polega na zachowaniu pomiędzy kolejnymi punktami stałego przyrostu odciętej, co można skrótowo opisać jako STAŁE X. Jest to najpowszechniej stosowany sposób wprowadzania danych, gdyż nadają się one do wykorzystania bez żadnych modyfikacji w analizie fourierowskiej. Ponadto przy STAŁYM X bardzo łatwe jest symulowanie



Rys.49. Porównanie parametrów przekroju przełomu ferrytyczno-perlitycznej stali o zawartości 0,4% C, otrzymanych przy różnych sposobach wprowadzania danych. Wyniki otrzymane przy zachowaniu STAŁEJ ODLEGŁOŚCI przyjęto jako bazę do porównań (linia ciągła na wysokości 100). Poszczególne słupki histogramu oznaczają: R_L - współczynnik rozwinięcia, DO - stopień orientacji, O_F - współczynnik przesłonięcia, H - średnią wysokość szczytu, OL - średnią długość przesłonięcia, R_V - stosunek wysokości do odległości szczytów, K - średnią krzywiznę i r - średni promień krzywizny [96]

zmian kroku pomiarowego - wystarczy brać pod uwagę co drugi, co trzeci itp. punkt. W przypadku STAŁEJ ODLEGŁOŚCI było to niemożliwe, gdyż tak wybrane punkty zazwyczaj różnią się odległością sąsiadów.

Można wprowadzić też czwarty sposób, podobny do STAŁEGO X, mianowicie STAŁE Y (rys.48d). Jak dotąd ten sposób nie znalazł praktycznego zastosowania. Można definiować jeszcze inne sposoby wprowadzania danych, jednakże ich wprowadzanie nie wydaje się obecnie celowe.



Rys.50. Zmiany rozkładu kątów pomiędzy normalną do profilu przełomu i kierunkiem poziomym, wywołane zmianami w sposobie wprowadzania danych

Najistotniejszym zagadnieniem przy ocenie poszczególnych metod wprowadzania danych jest rozrzut wyników obliczeń wykonywanych na tych zbiorach danych. W celu zbadania tego problemu przeprowadzono porównawczą analizę tego samego profilu przy użyciu trzech metod: STAŁEJ ODLEGŁOŚCI, STAŁEGO X i STAŁEGO Y. Wyniki zebrano i przedstawiono na rys.49. Widoczne jest, że różnice w wartościach takich wielkości, jak współczynniki R_L , Q_F i R_V są nieistotne. Większe różnice obserwuje się w przypadku stopnia orientacji DO i średniej wysokości

szczytu \bar{h} . Natomiast w przypadku średniej długości przesłonięcia OL , średniej krzywizny K i średniego promienia krzywizny r otrzymuje się całkowicie odmienne wyniki. W przypadku średniego promienia krzywizny jest to nawet pięciokrotna (!) zmiana wyniku.

Wspomniane różnice mają swoje źródło w pomijaniu części linii analizowanej przy STAŁYM X lub STAŁYM Y (por. rys. 48). Przy STAŁYM X pomija się część głębokich i wąskich pęknięć wtórnych, natomiast przy STAŁYM Y część wąskich pęknięć przebiegających w przybliżeniu poziomo. Powoduje to, że w porównaniu ze STAŁĄ ODLEGŁOŚCIĄ przy STAŁYM X lub Y rozkład kątów wzdłuż linii profilu przełomu zmienia się tak, że wzrasta liczba segmentów przebiegających w przybliżeniu poziomo (kąty bliskie 90° i 270° na rys. 50), natomiast zmniejsza się liczba segmentów w przybliżeniu pionowych (kąty bliskie 0° i 180° na rys. 50).

Wśród parametrów ilościowo charakteryzujących przełom można zatem wyróżnić takie, które są wrażliwe na zmiany sposobu wprowadzania danych oraz takie, które nie są czułe na te zmiany. Pewne potrzeby analizy wyników, jak np. zastosowanie analizy fourierowskiej, narzucają sposób wprowadzania danych i nie ma możliwości wyeliminowania powstałych wtedy systematycznych błędów. Dlatego też przy podawaniu wyników badań należy dodać informację o sposobie przygotowania danych do analizy. W większości przypadków wyniki wykorzystuje się do analiz porównawczych, a dla porównywalności wyników wystarczy zachować sposób wprowadzania danych. Chcąc natomiast uzyskać wyniki maksymalnie pozbawione błędów systematycznych należy wprowadzać dane przy zachowaniu STAŁEJ ODLEGŁOŚCI i jak najmniejszego kroku pomiarowego.

WPLYW LICZBY DANYCH NA WYNIKI I BŁĘDY ANALIZY NUMERYCZNEJ

Jest oczywiste, że zmiana liczby danych (w przypadku analizy profilu przełomu jest to liczba wprowadzonych punktów) wpływa na wyniki analizy; inaczej mówiąc, ze zmianą liczby danych wiążą się zmiany błędu analizy. Na sumaryczny błąd wyniku składa się kilka czynników:

1. Błąd metody, związany bezpośrednio z liczbą danych. Z każdą metodą pomiaru wiąże się jej błąd. W pewnych przypadkach, np. w metodzie punktowej oceny udziału objętościowego na zglądzie, można go łatwo oszacować, natomiast z powodu zróżnicowania topografii przełomów jest

to bardzo trudne w przypadku analizy fraktograficznej.

2. Błąd wynikający z niejednorodności struktury. Struktury wszystkich materiałów, łącznie z materiałami kompozytowymi, są w pewnym stopniu niejednorodne. Niejednorodność materiału powoduje zmiany w mechanizmie pęknięcia, a zatem i w wyglądzie powierzchni przełomu. Błędy wynikające z niejednorodności struktury również są trudne do oceny, tym bardziej że sama ocena niejednorodności struktury należy do najtrudniejszych problemów stereologii [60,61].

3. Błąd wynikający ze zmiany warunków tworzenia przełomu. Wiadomo, że w trakcie pęknięcia materiału zachodzi szereg procesów: umacnia się materiał przed czołem szczeliny, zmienia się stan naprężenia i odkształcenia, zmienia się prędkość odkształcania itp. Wszystkie te czynniki muszą powodować zmiany warunków tworzenia się przełomu, a więc i zmiany geometrii przełomu. Zatem przy analizie większej powierzchni przełomu w rzeczywistości bada się zbiór wielu różnych przełomów. Tego błędu również nie potrafimy przewidzieć.

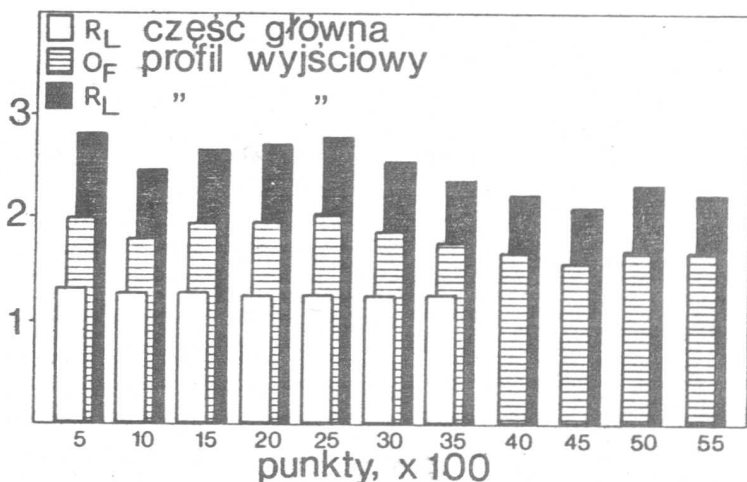
4. Błędy przygotowania próbki i urządzeń pomiarowych. Przy analizie przekrojów przełom pokrywa się ochronną warstwą, najczęściej niklu, następnie przecina się go, a powstały przekrój poleruje i trawi. Wszystkie te stadia przygotowania próbki mogą zniekształcać ją. Podobnie dzieje się podczas fotografowania próbki, gdzie dochodzą błędy urządzeń optycznych. Wreszcie w ostatnim etapie, przy wprowadzaniu danych za pomocą digitizera dołączają się dwa nowe błędy, wynikające z niedokładności prowadzenia przez operatora myszy oraz z ograniczonej rozdzielczości digitizera.

5. Błędy analizy numerycznej. Obliczenia dokonywane przez komputer są niemal zawsze przybliżone. Przybliżenie to jest zazwyczaj bardzo dobre, ale przy powtarzaniu pewnych operacji na tysiącach danych może powodować pojawianie się znaczących błędów.

Ocena wielkości możliwych błędów jest, jak już wspomniano, trudna i ograniczona, jednakże znajomość potencjalnych źródeł błędów pozwala w znacznym stopniu ograniczyć zakres ich występowania i opracować metody ich minimalizacji.

Podstawowym problemem jest liczba danych niezbędna do otrzymania prawidłowych wyników analizy. Nawet przy założeniu bezbłędności pojedynczych pomiarów wyniki analizy będą się zmieniały wraz z liczbą punktów pomiarowych, co wynika z błędów pochodzących od niejednorodności struktury i warunków tworzenia się przełomu. Ze

względu na różnorodność analizowanych przełomów analityczna ocena a priori niezbędnej liczby punktów pomiarowych jest niemożliwa. Można jednak ocenić tę liczbę na podstawie porównania wyników otrzymanych przy różnej liczebności analizowanych punktów (rys.51).



Rys.51. Wpływ liczby analizowanych punktów na wyniki ilościowej analizy przekroju przez przełom [96]

Na rys.51 przedstawiono wyniki analizy profilu przełomu z licznymi przesłonięciami i pęknięciami wtórnymi. Widoczne są zmiany współczynnika R_L (czarne słupki) w funkcji liczby punktów pomiarowych. Zmiany te są ściśle związane ze zmianami współczynnika przesłonięcia O_F (zakreskowane słupki). Należy zatem przeanalizować taką liczbę punktów, od której począwszy zmiany wyników spowodowane pojawianiem się nowych przesłonięć będą pomijalnie małe. O możliwości osiągnięcia takiego punktu świadczy malejąca wraz ze wzrostem liczby analizowanych punktów amplituda zmian zarówno R_L , jak i O_F . Przeprowadzono podobną analizę dla tego samego profilu, ale po usunięciu przesłonięć (białe słupki, na rys.51). Widać, że w tym przypadku brak istotnego wpływu liczby analizowanych danych na wyniki.

Dyskusja nad wynikami przedstawionymi na rys.51 wskazuje, że analiza zmian parametrów ilościowego opisu przełomu w funkcji liczby

punktów pomiarowych pozwala na ustalenie ich minimalnej koniecznej liczebności. Równocześnie pokazano, że ta minimalna liczebność zależy ściśle od konfiguracji przełomu.

Błędy wynikające z niejednorodności struktury i zmian warunków tworzenia się przełomu można ograniczyć poprzez wybranie do badań odpowiednio małych powierzchni. Wielkość tej powierzchni zależy oczywiście od rodzaju badanego materiału i od sposobu powstawania przełomu. Ponadto badana powierzchnia nie może być zbyt mała, gdyż musi być zachowana reprezentatywność próbki. Wydaje się, że rozsądnym kompromisem jest ograniczenie liniowego rozmiaru analizowanej powierzchni do ok. 50–250 ziarn [74,76]. Podana liczba jest porównywalna z zalecaną minimalną liczbą ziarn przy badaniach, np. wielkości ziarna wg PN-84/H-04507/01. Rozrzut wyników analizy fraktograficznej powinien być jednak istotnie mniejszy niż w przypadku pomiarów wielkości ziarna. Wynika to z faktu, że w obrębie jednego ziarna odczytuje się współrzędne kilku lub kilkanaście punktów używanych do numerycznej analizy profilu. Również i w tym przypadku można stosować metodę zmian liczby analizowanych punktów, przedstawioną na rys.51.

Z kolei błędy przygotowania materiału do badań można ograniczać poprzez staranne i ostrożne wykonywanie próbek oraz poprzez korzystanie z najlepszego dostępnego sprzętu. Przy wprowadzaniu danych za pomocą digitizera należy pamiętać, że fizyczna dokładność tego urządzenia wynosi ok. 0,1 mm. W połączeniu z błędami ręcznego prowadzenia myszy daje to błąd wprowadzania danych do ok. 0,3–0,5 mm. Błąd ten jest stały i dzięki temu przy zastosowaniu odpowiednio dużego kroku pomiarowego można otrzymać małe błędy względne wprowadzonych danych. Również i tu potrzebny jest kompromis, gdyż nadmierne powiększanie analizowanego obrazu prowadzi do "pustego" powiększenia i tym samym powoduje powstanie nowych błędów.

Błędy analizy numerycznej są dobrze przeanalizowane teoretycznie, a możliwości ich ograniczenia zależą w dużym stopniu od stosowanego sprzętu, języka programowania i umiejętności programisty. Omówienie tego zagadnienia wykracza poza ramy niniejszej pracy; znaleźć je można w monografiach dotyczących metod numerycznych i analizy algorytmów.

2.3. WYBRANE ALGORYTMY NUMERYCZNEJ ANALIZY DANYCH

Metody numeryczne są stosowane przede wszystkim do obsługi dużych baz danych. Spowodowało to intensywny rozwój algorytmów sortowania i wyszukiwania danych. Drugim poważnym zastosowaniem informatyki jest przeprowadzanie skomplikowanych obliczeń, co z kolei doprowadziło do rozwoju algorytmów rozwiązywania układów równań, szybkiej transformacji Fouriera itp. Rozwój sprzętu i nowych idei programowania (programowanie strukturalne, programowanie obiektowe) wymusił rozwój algorytmów analizy składniowej języka i algorytmów tłumaczących. Wreszcie potrzeby prezentacji danych i symulacji różnych zjawisk spowodowały powstanie licznych algorytmów graficznych. Wiele z wymienionych wyżej algorytmów jest dostępnych w formie jawnej w rozlicznych publikacjach z dziedziny informatyki, albo w formie ukrytej w postaci dostępnych bibliotek podprogramów.

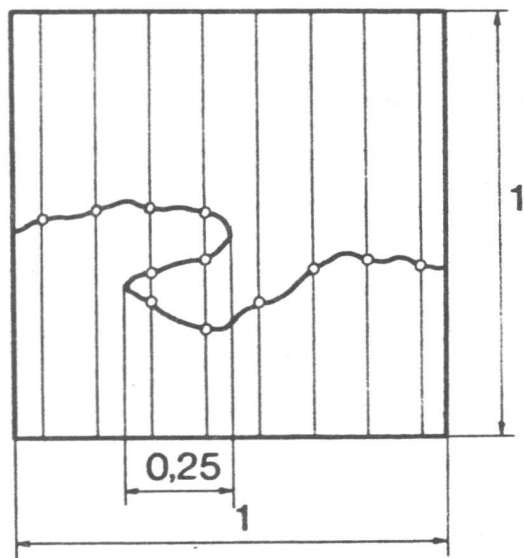
Pomimo tego bogactwa opracowanych już algorytmów specjalistyczne problemy zawsze przynoszą ze sobą potrzebę opracowania jakiegoś nowego algorytmu. Kilka takich nowych zagadnień pojawiło się również przy analizie profili przełomów. Te z nich, które zdaniem autora zasługują na pewną uwagę, zostaną opisane poniżej. W celu skrócenia opisu i ścisłego przedstawienia idei algorytmu osobom mającym pewne doświadczenie programistyczne w niektórych miejscach posłużono się zapisem algorytmu w języku Pascal.

OBLICZANIE STOPNIA ORIENTACJI

Obliczanie stopnia orientacji nie następuje trudności i może być przeprowadzone za pomocą wzoru (1.2.2). Trudności pojawiają się przy próbie oceny liczb przecięć P_{II} i P_{\perp} , gdyż przy numerycznej analizie profilu trudno jest symulować rzucanie siecznych i zliczanie liczby przecięć profilu z siecznymi.

P_{\perp} i P_{II} można jednak łatwo wyznaczyć za pomocą tzw. zasady całkowitego rzutu [60]. Załóżmy, że analizowany profil mieści się

wewnątrz kwadratu o jednostkowym boku, oraz że poszukujemy średniej liczby przecięć z cięciwami kwadratu, równoległymi do pionowych boków kwadratu pomiarowego (rys.52). Zasada całkowitego rzutu [60] mówi, że średnia liczba przecięć P_{\perp} profilu z siecznymi, odniesiona do jednostki długości siecznej, jest równa całkowitemu rzutowi tego profilu na kierunku prostopadły do kierunku rzucania siecznych.



Rys.52. Schemat do zasady całkowitego rzutu

Zasadę tę można zapisać w formie następującego równania:

$$P_{\perp} = L_{\zeta} \quad (2.3.1)$$

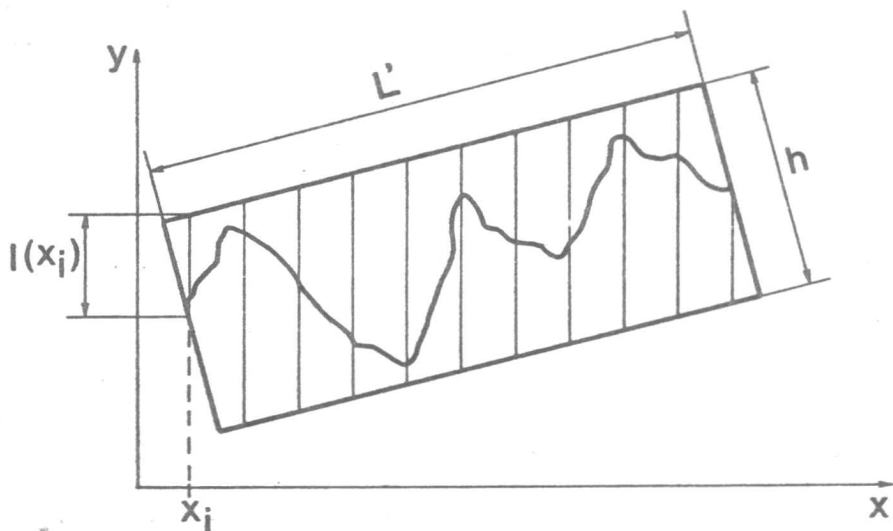
gdzie L_{ζ} jest całkowitym rzutem profilu (por.rys.8). Dla zilustrowania zasady całkowitego rzutu na rys.52 zaznaczono 8 siecznych, z których każda jest jednostkowej długości. Przecinają one profil w 12 punktach, co daje $P_{\perp}=1,5$. Równocześnie (por.rys.8) $L_{\zeta}=1+2 \cdot 0,25=1,5$. Zatem w omawianym przykładzie równanie (2.3.1) jest spełnione.

Zasadę całkowitego rzutu można łatwo uogólnić. Jeżeli przyjąć, że

badany profil mieści się nie w jednostkowym kwadracie, ale w prostokącie pomiarowym o wysokości h i długości L' , to:

$$P_{\perp} = \frac{L_t}{h L'} \quad (2.3.2)$$

Równanie (2.3.2) wynika wprost z równania (2.3.1), gdyż prostokąt pomiarowy zawiera $h \cdot L'$ jednostkowych kwadratów.



Rys.53. Uogólnienie zasady całkowitego rzutu. Opis w tekście

Jeżeli prostokąt pomiarowy będzie skrecony względem układu współrzędnych prostokątnych (oś y odpowiada kierunkowi siecznych, natomiast oś x odpowiada kierunkowi, na który rzutowany jest profil), to długości odcinków siecznych w obrębie prostokąta pomiarowego (czyli cięciw tego prostokąta) będą ulegały zmianie w funkcji x (por. rys.53). Ponieważ niezależnie od orientacji prostokąta pomiarowego:

$$\int_{-\infty}^{+\infty} l(x) dx = h \cdot L' \quad (2.3.3)$$

to zasada całkowitego rzutu pozostaje w mocy dla dowolnej orientacji prostokąta pomiarowego. Powyższe twierdzenie stanowi dalsze uogólnienie omawianej zasady całkowitego rzutu i zostanie wykorzystane przy

tworzeniu algorytmu obliczania wartości współczynnika R_S .

Analiza wzoru (1.2.2), używanego do wyznaczania stopnia orientacji profilu, wykazuje, że do obliczenia wartości stopnia orientacji nie są konieczne potrzebne bezwzględne wartości P_{II} i P_{\perp} ; wystarczy znajomość ich wzajemnej proporcji. Tak więc przy obliczaniu stopnia orientacji P_{\perp} i P_{II} można zastąpić przez całkowite rzuty profilu. Prowadzi to do następującego algorytmu na obliczanie stopnia orientacji:

```

program Stopien_Orientacji;
const
  n = 1000;                                < liczba analizowanych punktów >
var
  X,Y : array[0..n] of real;              < dane do obliczeń >
  i : integer;
function DO : real;                        < DO - stopień orientacji >
var
  sumX, sumY : real;                       < sumX i sumY są rzutami całkowitymi profilu >
begin
  sumX:=0; sumY:=0;
  for i:=1 to n do
    begin
      sumX:= sumX + abs( X[i] - X[i-1] );
      sumY:= sumY + abs( Y[i] - Y[i-1] );
    end;
  if sumX >= sumY
  then DO:= ( sumX - sumY ) / ( sumX + 0.571 * sumY )
  else DO:= ( sumX - sumY ) / ( 0.571 * sumX + sumY )
end;

begin
  for i:=0 to n do readln( X[i],Y[i] );   < wprowadzenie danych >
  writeln( DO )
end.

```

Powyższy algorytm stanowi samodzielny, działający program. Oblicza on stopień orientacji dla linii składającej się z 1000 segmentów. Napisanie programu dla liczby punktów innej niż 1000 nie jest trudne, jednakże wymaga to dodatkowych procedur, gdyż Pascal nie dopuszcza dynamicznej deklaracji wielkości tablic. Powyżej zamieszczono najprostszą wersję, aby pokazać sposób działania algorytmu.

OBLICZANIE WARTOŚCI WSPÓŁCZYNNIKA R_V

Równanie (1.1.13) nadaje się do wyznaczania wartości R_V przy liczeniu "na piechotę", ale do numerycznej analizy linii zapamiętanej w postaci cyfrowej jest mało przydatne. Analizując definicję współczynnika R_V , daną wzorem (1.1.12), można zauważyć, że suma wysokości szczytów jest równa całkowitemu rzutowi linii profilu na kierunek pionowy^{*}. Podobnie suma odległości pomiędzy szczytami i dnami dolin jest równa całkowitemu rzutowi linii profilu na kierunek poziomy. Prowadzi to do bardzo prostego sposobu obliczania wartości R_V :

```

program Obliczanie_RV;
const
  n = 1000;                                ( liczba analizowanych punktów )
var
  X,Y : array[0..n] of real;              ( dane do obliczeń )
  i : integer;
function RV : real;
var
  sumX, sumY : real;                       ( sumX i sumY są całkowitymi rzutami )
begin
  sumX:=0; sumY:=0;
  for i:=1 to n do
    begin
      sumX:= sumX + abs( X[i] - X[i-1] );
      sumY:= sumY + abs( Y[i] - Y[i-1] )
    end;
  RV:=sumY/sumX
end;

begin
  for i:=0 to n do readln( X[i],Y[i] );    ( wprowadzenie danych )
  writeln( DV )
end.

```

Warto zwrócić uwagę, że zarówno stopień orientacji, jak i współczynnik R_V są wyznaczone na podstawie znajomości tych samych wielkości, oznaczonych w prezentowanych programach jako sumX i sumY.

* Zakłada się, że każdy szczyt widoczny na profilu ma dwie wysokości: lewostronną i prawostronną (por. rys.5). Przy innym sposobie definicji suma wysokości szczytów nie byłaby równa całkowitemu rzutowi profilu.

Można zatem dokonać połączenia obu programów i stworzyć jeden, bardziej zwarty:

```

program Stopien_Orientacji_I_Wspolczynnik_RV;
const
  n = 1000;                                { liczba analizowanych punktów }
var
  X,Y      : array[0..n] of real;          { dane do obliczeń }
  i        : integer;
  sumX,sumY : real;                        { wartości całkowitych rzutów }
  DO, RV   : real;                         { DO - stopień orientacji }

begin
  for i:=0 to n do readln( X[i],Y[i] );   { wprowadzenie danych }
  sumX:=0; sumY:=0;
  for i:=1 to n do
    begin
      sumX:= sumX + abs( X[i] - X[i-1] );
      sumY:= sumY + abs( Y[i] - Y[i-1] );
    end;
    if sumX >= sumY
  then DO:= ( sumX - sumY )/( sumX + 0.571 * sumY )
  else DO:= ( sumX - sumY )/( 0.571 * sumX + sumY );
  RV:=sumY/sumX;
  writeln( DO, RV )
end.

```

Z informatycznego punktu widzenia przedstawione algorytmy mieszczą się w ramach elementarnej umiejętności programowania i nie zasługują na żadną uwagę. Wartość tych algorytmów polega natomiast na pokazaniu możliwości prostego obliczania niektórych wielkości zdefiniowanych w sposób nie przewidujący stosowania analizy numerycznej.

SYMULACJA ZMIANY KROKU POMIAROWEGO

Do analizy fraktalnej (por.rozdz.1.5) potrzebne jest wprowadzanie danych przy różnych krokach pomiarowych; równocześnie duże kroki pomiarowe przydatne są np. przy ocenie makroskopowych cech powierzchni przełomów. Potrzebne dane najprościej można otrzymać poprzez powtarzanie pomiarów przy różnych krokach pomiarowych. Takie rozwiązanie ma jednak dwie poważne wady: po pierwsze jest bardzo pracochłonne, a po drugie za każdym razem wprowadza się inne błędy związane z brakiem powtarzalności przy prowadzeniu myszy digitizera. Znacznie efektywniejsze wydaje się symulowanie odczytywania

współrzędnych punktów profilu przy nowym kroku pomiarowym na podstawie zapisanych już danych, wprowadzonych przy małym kroku pomiarowym.

Zagadnienie obliczania nowych wartości jest bardzo proste w przypadku danych wprowadzanych przy STAŁYM X lub STAŁYM Y. Wystarczy wtedy brać pod uwagę co drugi, co trzeci itd. punkt. Problem komplikuje się w przypadku wprowadzania danych przy WYBORZE PUNKTU PRZEZ OPERATORA albo STAŁEJ ODLEGŁOŚCI, jak również przy krokach pomiarowych nie będących całkowitymi wielokrotnościami wyjściowego kroku pomiarowego. Najprostszym rozwiązaniem jest eliminowanie tych punktów, które są odległe o mniej niż wynosi nowy krok pomiarowy. Poniżej przedstawiono program, który wykorzystuje tę zasadę. Program działa w ten sposób, że najpierw wczytuje się dane, następnie ustala nowy krok pomiarowy, a na końcu program wyświetla na ekranie nowo obliczone wartości. W bardziej zaawansowanej wersji nowe dane powinny być zapisane w odpowiednim pliku na dysku; w poniższym przykładzie zrezygnowano z operacji zapisu danych w pliku dyskowym ze względu na czytelność programu.

```

program Zmiana_Kroku_Pomiarowego;
const
  n = 1000;                                { liczba analizowanych punktów }
var
  X,Y      : array[0..n] of real;          { dane do obliczeń }
  Xnew,Ynew : real;                        { nowe, tworzone dane }
  krok     : real;                         { krok pomiarowy }
  krotnosc : integer;
  Nowy_Krok : real;                        { nowy krok pomiarowy }
  i        : integer;

procedure Wczytanie_Danych;
begin
  for i:=0 to n do readln( X[i],Y[i] )
end;

procedure Obliczanie_Kroku_Pomiarowego;
var
  sum : real;
begin
  sum:=0;
  for i:=1 to n do
    sum:=sum + sqrt( sqr( X[i] - X[i-1] ) + sqr( Y[i] - Y[i-1] ) );
  krok:=sum/n
end;

procedure Wyznaczanie_Nowego_Kroku;
begin
  readln(krotnosc);
  Obliczanie_Kroku_Pomiarowego;
  Nowy_Krok:= krok * krotnosc
end;

```

```

procedure Nowe_Wartosci;
var
  dist : real;
begin
  Xnew:=X[0]; Ynew:=Y[0];
  writeln( Xnew,Ynew );
  i:=0;
  repeat
    i:=i+1;
    dist:=sqrt( sqr( Xnew - X[i] ) + sqr( Ynew - Y[i] ) );
    if dist >= Nowy_Krok then
      begin
        Xnew:=X[i]; Ynew:=Y[i];
        writeln( Xnew,Ynew )
      end;
  until i=n
end;

begin
  Wczytanie_Danych;
  Wyznaczenie_Nowego_Kroku;
  Nowe_Wartosci
end.

```

Przedstawiony powyżej program jest prosty i skuteczny w działaniu, ale jego wadą są duże błędy w obliczaniu nowych wartości, sięgające wielkości pierwotnego kroku pomiarowego. Błędy te można łatwo dwukrotnie zmniejszyć poprzez zmianę w procedurze Nowe_Wartosci wiersza

```
if dist >= Nowy_Krok then
```

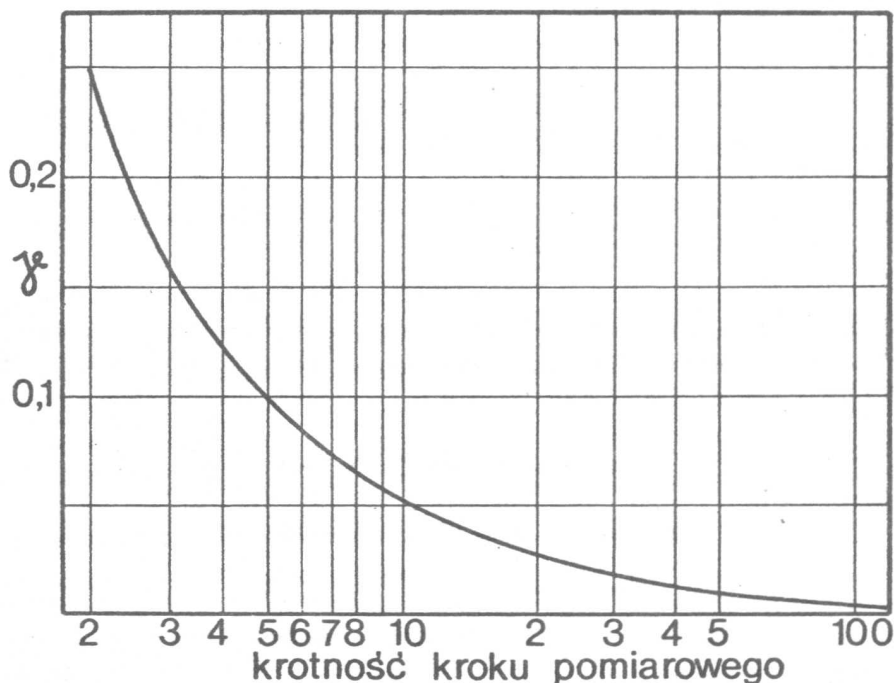
na wiersz

```
if dist >= Nowy_Krok - krok/2 then
```

Pomimo tej modyfikacji nowe dane, szczególnie przy małych krokach pomiarowych, będą tworzone ze znacznym błędem, którego maksymalną wielkość przedstawiono na rys.54. Dalsze podnoszenie dokładności przy tworzeniu nowego zestawu danych drogą eliminacji jest niemożliwe. Należy poszukiwać innego algorytmu.

Załóżmy, że linia profilu jest opisana za pomocą łamanej i podany jest punkt początkowy nowego zestawu danych. Drugi punkt nowego zestawu danych można wyznaczyć jako punkt przecięcia łamanej i okręgu o środku w punkcie początkowym oraz promieniu równym krokowi pomiarowemu. W ten sposób problem wyznaczenia nowego punktu sprowadza się do elementarnego zadania z geometrii analitycznej. Pomimo elementarności tego zadania wymaga ono uwzględnienia kilku przypadków szczególnych i rozwiązania

układu kilku równań. W przypadku, gdy zadowalające jest rozwiązanie o dokładności około 2% pierwotnego kroku pomiarowego efektywniejszy okazuje się algorytm oparty na metodzie kolejnych przybliżeń. Ze względu na strukturalny charakter języka Pascal, w celu wykonania obliczeń zgodnie z nowym algorytmem, wystarczy w programie `Zmiana_Kroku_Pomiarowego` zmienić jedną procedurę, mianowicie procedurę obliczania nowych wartości. Nowa wersja tej procedury jest podana poniżej.



Rys.54. Maksymalny błąd względny wyznaczania nowych wartości przy metodzie eliminacji. Błąd liczony względem początkowego kroku pomiarowego

```

procedure Nowe_Wartosci;           < dokładność 0.05 pierwotnego kroku >
var
  Xtest, Ytest, X1, Y1, X2, Y2 : real;           < zmienne pomocnicze >

function dist(x, y : real): real;
begin
  dist:=sqrt( sqr( Xnew - x ) + sqr( Ynew - y ) );
end;

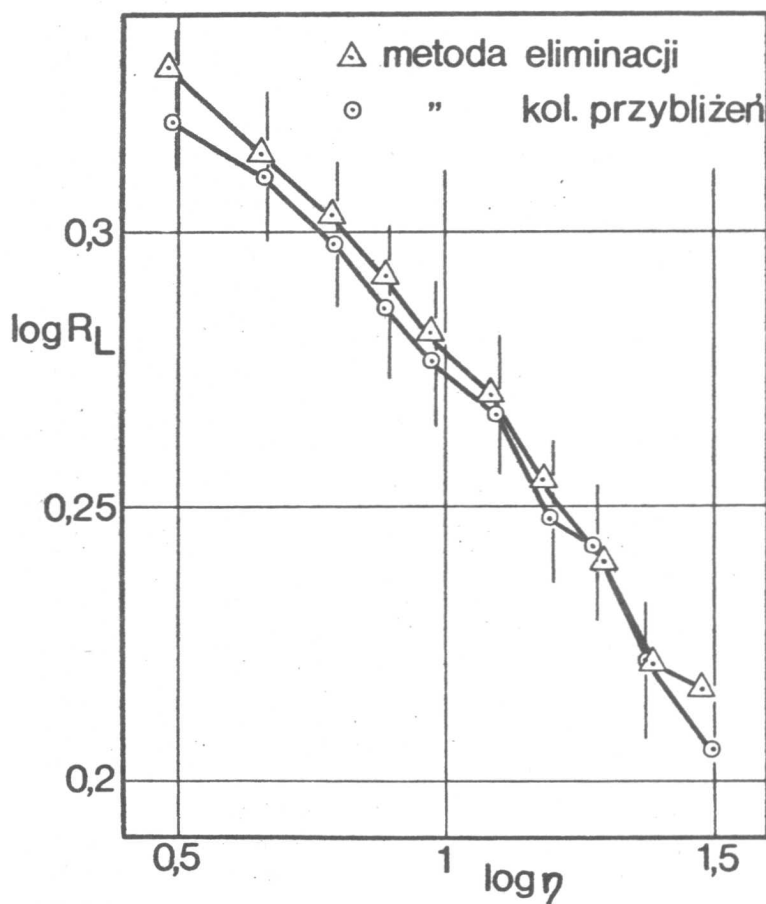
begin
  Xnew:=X[0]; Ynew:=Y[0];
  writeln( Xnew, Ynew );           < pierwsze "nowe" wartości >
  i:=0;
  repeat
    i:=i+1;
    if dist(X[i], Y[i]) >= Nowy_Krok then < pierwszy, zgrubny warunek >
      begin
        X1:=X[i-1]; Y1:=Y[i-1];
        X2:=X[i]; Y2:=Y[i];
        Xtest:= ( X1 + X2 )/2; Ytest:= ( Y1 + Y2 )/2;
        repeat < początek obliczeń metodą kolejnych przybliżeń >
          if dist( Xtest, Ytest ) <= Nowy_Krok then
            begin
              X1:=Xtest;
              Y1:=Ytest
            end
          else
            begin
              X2:=Xtest;
              Y2:=Ytest
            end;
          Xtest:= ( X1 + X2 )/2;
          Ytest:= ( Y1 + Y2 )/2
        until abs( dist( Xtest, Ytest ) - Nowy_Krok ) <= 0.05 * krok;
        < koniec obliczeń metodą kolejnych przybliżeń >
        Xnew:=Xtest;
        Ynew:=Ytest;
        writeln( Xnew, Ynew )
      end;
    until i=n
  end; < procedure Nowe_Wartosci >

```

W celu praktycznego porównania omówionych algorytmów wybrano złożony przekrój przez przełom i na podstawie zapisanych w formie cyfrowej danych wyznaczono za pomocą obydwu metod nowe wartości. Wyniki analizy przedstawiono na wykresie fraktalnym (rys.55) i w tabelicy 2.

Pionowe kreski na rys.55 oznaczają wartości nowego kroku pomiarowego obliczone teoretycznie na podstawie znajomości kroku pomiarowego wyjściowych danych. Widoczne jest, że obydwa algorytmy dają kroki pomiarowe bardzo bliskie wyznaczonym teoretycznie. W przypadku

pierwszego algorytmu, wykorzystującego metodę eliminacji, może to wydawać się sprzeczne ze spodziewanym dużym błędem tego algorytmu (por.rys.54). Obserwowane wyniki można jednak łatwo wytłumaczyć. Rzeczywiste odległości pomiędzy kolejnymi punktami wyznaczonymi metodą eliminacji mogą być zarówno zaniżone, jak i zawyżone w stosunku do założonego kroku pomiarowego. Dzięki temu średnia odległość może być bardzo bliska oczekiwanej i wykres fraktalny nie wykaże istotnych różnic pomiędzy algorytmami (por.rys.55).



Rys.55. Porównanie wykresów fraktalnych dla dwóch algorytmów symulujących zmiany kroku pomiarowego

TABLICA 2

Ilościowe wyniki analizy profilu przełomu otrzymane na podstawie danych po podwojeniu kroku pomiarowego

Wielkość	Metoda		Względna różnica
	eliminacji	przybliżeń	
Stopień orientacji	0,23	0,24	- 4,2 %
Współczynnik przesłonięcia	1,60	1,58	+ 1,2 %
Długość przesłonięcia	9,79	11,41	- 14,2 %
Wysokość szczytu	8,10	8,67	- 6,6 %
Promień krzywizny	56,86	76,30	- 25,5 %

W przeciwieństwie do wykresu fraktalnego, analiza wyników zebranych w tabelicy 2 wskazuje na występowanie istotnych różnic pomiędzy poszczególnymi parametrami profilu. Dlatego też algorytm oparty na metodzie eliminacji nie powinien być używany.

OBLICZANIE WARTOŚCI WSPÓŁCZYNNIKA R_S

Obliczanie współczynnika R_S na podstawie znajomości wartości współczynnika R_L i wzorów (1.2.13 - 1.2.19) nie stanowi żadnej trudności. Jak jednak pokazano w rozdziale 1.2, stosowanie tych wzorów jest zazwyczaj związane ze znacznymi, trudnymi do oceny, błędami. Dlatego też wydaje się celowe opracowanie algorytmu obliczania R_S , który wykorzystywałby metodę pionowych przecięć (por. rozdział 1.2).

Metoda pionowych przecięć pozwala na otrzymanie wyników pozbawionych błędu systematycznego. Przy numerycznej analizie profilu nie można jednak stosować krzywoliniowych siecznych. Należy zatem obliczać średnie liczby przecięć profilu na jednostkę długości siecznej dla siecznych rzucanych pod różnymi kątami. Do obliczenia wartości R_S można wykorzystać zależność (1.2.25), przy czym jako średnią liczbę przecięć należy przyjąć średnią ważoną z pomiarów na siecznych rzucanych pod różnymi kątami α (por. rys.18). Jako wagi należy

użyć funkcji $\sin(\alpha)$. Z kolei liczby przecięć można obliczyć, wykorzystując uogólnioną zasadę całkowitego rzutu (por. wzór (2.3.2) i rys. 53).

Podobnie, jak i inne omawiane w tej pracy algorytmy, opisany powyżej sposób obliczania R_S można zapisać w formie programu w języku Pascal:

```

program Obliczanie_Rs;

const
  n = 1000;                                ( liczba analizowanych punktów )
var
  X,Y      : array[0..n] of real           ( współrzędne punktów profilu )
  i,k      : integer;                      ( zmienne sterujące pętlami obliczeń )
  suma_rzutow : real                       ( do obliczania średniej ważonej )

procedure Wczytanie_Danych;
begin
  for i:=0 to n do readln( X[i],Y[i] )
end;

function Rzut_calkowity( angle : real ) : real;
( funkcja podająca wielkość całkowitego rzutu profilu w zależności )
( od kąta (angle) pomiędzy kierunkiem rzutowania i kier. pionowym )
var
  Xzast : array[0..n] of real;             ( zastępcze wartości odciętych punktów )
                                             ( profilu do liczenia rzutu całkowitego )
  R      : real;                           ( promień okręgu do obliczania Xzast )
  alfa   : real;                           ( kąt promienia R względem początkowej osi odciętych )
  rzut   : real;

procedure Oblicz_Xzast( j : integer );      ( obliczanie wartości Xzast )
begin
  alfa:=ArcTan( Y[j]/X[j] );
  R:=sqrt( X[j]*X[j] + Y[j]*Y[j] );
  Xzast[j]:=R * sin( angle + alfa )
end;

begin
  rzut:=0;                                  ( wstępne zerowanie funkcji )
  for k:=0 to n do
    Oblicz_Xzast(0);

  for k:=1 to n do
    rzut:=rzut + abs( Xzast[k] - Xzast[k-1] );
  Rzut_calkowity:=rzut
end; ( Rzut_calkowity )

```

```
function L_profilu : real;   < funkcja podająca długość rzutu profilu >
var
  Xmax, Xmin : real;
begin
  Xmax:=X[0]; Xmin:=X[0];
  for k:=1 to n do
    if X[k]>Xmax then Xmax:=X[k]
    else if X[k]<Xmin then Xmin:=X[k];
  L_profilu:= Xmax - Xmin;
end;   < L_profilu >

function RS;                < funkcja podająca wartość współczynnika Rs >
begin
  suma_rzutow:=0;
  suma_wag:=0;
  for i:=1 to 17 do < obliczenia dla kąta (angle) zmienianego co 10° >
    suma_rzutow:=suma_rzutow +
      Rzut_calkowity( i*(pi/18) ) * sin( i*(pi/18);
  RS:=2 * suma_rzutow / ( 18 * L_profilu )
end;   < RS >

begin
  Wczytanie_Danych;
  writeln( RS )
end.
```

3. BADANIE RZECZYWISTYCH PRZEŁOMÓW

3.1. PRZYGOTOWANIE MATERIAŁU DO BADAŃ

Wprowadzenie mikroskopów skaningowych spowodowało prawdziwą rewolucję w badaniach fraktograficznych. Przygotowanie powierzchni przełomów do obserwacji za pomocą mikroskopu skaningowego (otrzymane obrazy stanowią zgodnie z nazewnictwem przyjętym w tej pracy rzuty powierzchni przełomów) sprowadza się w większości przypadków do wycięcia odpowiednio małego fragmentu przedmiotu lub próbki tak, aby zmieścił się on w uchwycie mikroskopu. Jedynie w niektórych przypadkach dla łatwiejszego rozróżnienia drobnych szczegółów i uniknięcia nadmiernych kontrastów stosuje się próżniowe napyłanie metalami ciężkimi, głównie złotem.

Znacznie bardziej pracochłonne jest przygotowywanie przekrojów przez powierzchnię przełomów, ale w tym przypadku stosuje się dobrze opanowane metody przygotowywania preparatów metalograficznych. Jedyna, ale równocześnie podstawowa, trudność polega na tym, że powierzchnia przełomu znajduje się na skraju próbki, a więc w miejscu, w którym jakość powierzchni zglądu gwałtownie pogarsza się. Jedynym sposobem uniknięcia tej wady jest spowodowanie, aby powierzchnia przełomu znalazła się z dala od brzegów preparatu, co można uzyskać poprzez pokrycie powierzchni próbki dodatkową warstwą, najczęściej niklu [74,84]. Generalnie zaleca się, aby warstwę niklu na powierzchni przełomu tworzyć elektrolitycznie. Okazuje się jednak, że można tego dokonać również w znacznie prostszy sposób metodami chemicznymi*. W tym celu kawałek materiału, który ma być niklowany, należy po starannym odtłuszczeniu zanurzyć w gorącej kąpeli o następującym składzie:

* Wszystkie wiadomości na temat metody niklowania chemicznego autor otrzymał dzięki uprzejmości dra inż. Wiesława Dziadura z Instytutu Materiałoznawstwa i Technologii Metali Politechniki Krakowskiej.

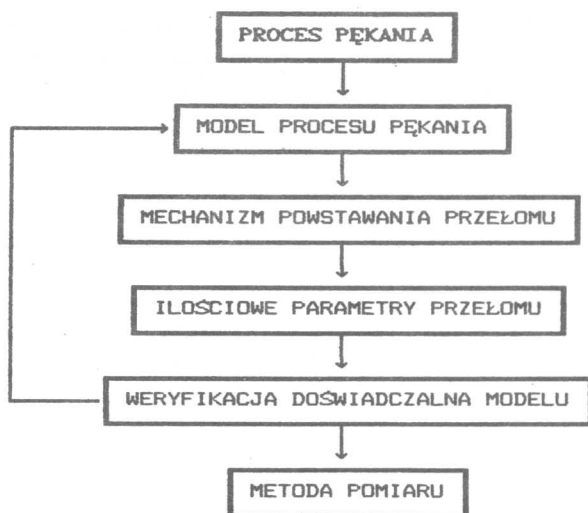
15 g octanu sodu CH_3COONa ,
20 g chlorku niklowego $\text{NiCl} \cdot 6\text{H}_2\text{O}$,
20 g podfosforynu sodu $\text{NaH}_2\text{PO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$,
woda destylowana do objętości 1 dm^3 .

Kąpiel należy przygotować na zimno, natomiast podczas niklowania powinna być bez przerwy podgrzewana. Grubość powłoki należy kontrolować wizualnie, przy czym powłoka narasta tym szybciej, im mniejsze elementy podlegają niklowaniu. Kąpiel ma odcień zielony; jego zniknięcie świadczy o zużyciu się kąpeli i należy wtedy wymienić ją na nową.

Powłoki niklowe otrzymane omawianą metodą wykazują wystarczającą przyczepność do powierzchni próbki, szczególnie w przypadku rozwiniętych (chropowatych) powierzchni. Warstwy niklowe na próbkach używanych w tej pracy otrzymano omawianą metodą.

3.2. PROBLEMY INTERPRETACJI WYNIKÓW

Interpretacja wyników badań fraktograficznych jest trudna; wymaga dobrej znajomości procesów pękania i wnikliwej analizy [3,5,8,12,31,34,35,41,43,50,66,70,71,74,87,89,93,97]. Trudności tej analizy występują również w przypadku stosowania metod fraktografii ilościowej. Liczne badania psychologiczne wykazują bowiem, że w przypadku nastawienia się na odbiór wybranych bodźców organizm reaguje na nie również wtedy, gdy ich w istocie nie ma. Odwrotnie, w przypadku braku nastawienia na odbiór tych bodźców często nie reaguje się na nie. Opisana właściwość ludzkiego umysłu może doprowadzić np. do niewłaściwego doboru mierzonych parametrów [19,64,91]. Z tego względu należy dążyć do uporządkowania zaleceń i przeciwwskazań odnośnie do stosowania poszczególnych metod ilościowego badania przełomów.



Rys.56. Schemat postępowania przy doborze metod badania przełomu

Z powodu znacznego zróżnicowania metod stosowanych we fraktografii ilościowej oraz wielkiego bogactwa zjawisk towarzyszących pękaniu nie można podać jednej, uniwersalnej metody doboru mierzonych parametrów i interpretacji wyników badań. Proponuje się natomiast następujący tok (algorytm) postępowania, przedstawiony schematycznie na rys.56.

Najpierw, po przeprowadzeniu badań wstępnych, czyli jeszcze przed rozpoczęciem badań ilościowych, należy opracować model procesu pękania. Jest to etap bardzo ważny, gdyż w istocie decyduje o poprawnym bądź wadliwym doborze metod pomiaru na przełomie. Jeżeli przyjęty model jest błędny, to wyniki pomiarów powinny wykazać jego błędność i ułatwić zbudowanie poprawnego modelu. Gdy ustalony jest już model procesu pękania, można przewidzieć, jaki powinien być mechanizm tworzenia powierzchni przełomu, a co za tym idzie, jakie wielkości mierzalne na rzucie albo profilu przełomu powinny ulegać zmianie. Tymi wielkościami mogą być: udziały powierzchniowe faz, wielkość pustek, pole powierzchni przełomu, rozkłady wielkości cząstek, długość pęknięć wtórnych itp. Na tym etapie można dokonać weryfikacji doświadczalnej przyjętych założeń (przeprowadzenie próbnych badań) i ewentualnie zmodyfikować wyjściowy model. Mając odpowiednie doświadczenie lub dane literaturowe dotyczące rozważanego procesu można pominąć etap doświadczalnej weryfikacji modelu. W wyniku opisanego postępowania opracowuje się metodę pomiaru, którą można stosować wielokrotnie, w odniesieniu do materiałów i warunków pękania zbliżonych do tych, w których ustalano daną metodę pomiaru.

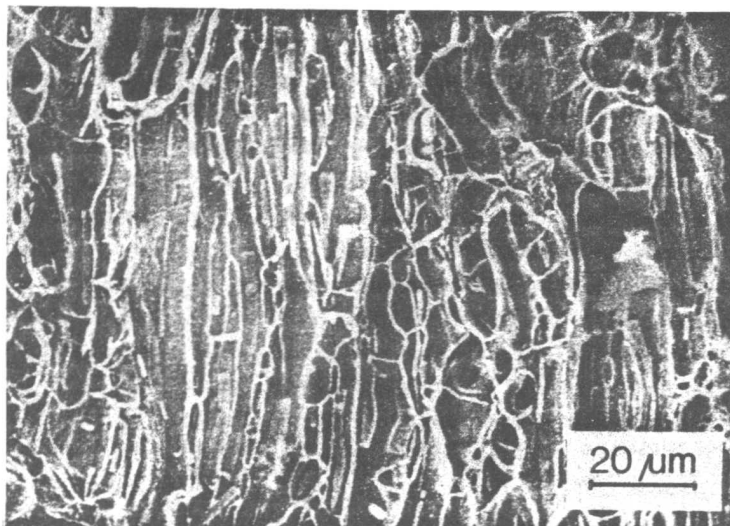
3.3. PRZYKŁADY ZASTOSOWAŃ

Przykłady zastosowań zostały wybrane tak, aby objąć możliwie szeroki zakres materiałów i zjawisk zachodzących w procesie pękania. Równocześnie przy analizie poszczególnych przykładów położono nacisk na sposób doboru mierzonych parametrów zgodnie z metodą omówioną w rozdziale 3.2. W celu przedstawienia zalet proponowanej metody postępowania omówiono również błędne hipotezy dotyczące mechanizmu pękania i przebieg modyfikowania tych hipotez. Wydaje się, że taki układ treści umożliwi wykorzystanie omówionych przykładów przy badaniu innych, nie ujętych w tej pracy, zagadnień.

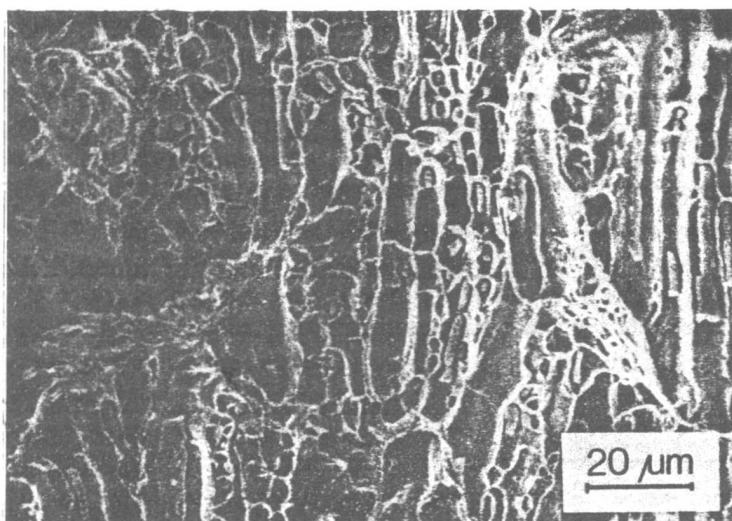
OCENA WPŁYWU WTRĄCEŃ NIEMETALICZNYCH NA PEKANIE STALI ŁATWO OBRABIALNEJ

Przedmiotem badań była stal łatwo obrabialna gatunku A11, po normalizacji, w postaci kęsa 135X135 mm. Stal ta posiadała następujący skład chemiczny: 0,11 %C, 0,73 %Mn, 0,28 %Si, 0,013 %P, 0,18 %S, 0,04 %Cr, 0,01 %Ni oraz 0,10 %Cu [104]. W wyniku przeprowadzonej przeróbki plastycznej stal tę cechowało znaczne wydłużenie wtrąceń niemetalicznych (por. wtrącenia widoczne na przełomie na fot.57). Jednocześnie stal ta pozostawała krucha - praca łamania na próbkach Charpy-V, wyciętych poprzecznie do kierunku walcowania, wynosiła zaledwie 12 J. Ponieważ równocześnie praca łamania tego samego materiału, ale mierzona na próbkach wyciętych równoległe do kierunku walcowania wynosiła 125 J, postawiono hipotezę [104], że głównym powodem tak znacznej anizotropii pracy łamania jest obecność w materiale wydłużonych wtrąceń niemetalicznych (siarczków).

W celu weryfikacji tej hipotezy postanowiono zmienić poprzez odpowiednią obróbkę cieplną cechy geometryczne wtrąceń niemetalicznych. W wyniku wyżarzania materiału przez 10 h w temperaturze 1000°C uzyskano istotną zmianę kształtu wtrąceń (por. fot.57 i 58). Wraz ze zmianą geometrii siarczków nastąpił 50% wzrost energii łamania poprzecznych



Fot.57. Rzut przełomu próbki Charpy-V ze stali A11 przed wyżarzaniem



Fot.58. Rzut przełomu próbki Charpy-V ze stali A11 po wyżarzaniu

próbek Charpy-V (do wartości 18 J). Równocześnie nie zanotowano zmian w energii łamania próbek wyciętych wzdłużnie.

W celu wyjaśnienia wzrostu udarności związanego z wyżarzaniem materiału przez 10 h w temperaturze 1000°C postawiono następującą hipotezę [104]: dzięki procesowi fragmentacji i sferoidyzacji siarczków nastąpiło zwiększenie ich liczebności przy równoczesnej zmianie kształtu na bardziej równoosiowy i w konsekwencji:

- 1) zmalała skłonność do tworzenia rozwarstwień (pęknięć wtórnych), w wyniku której powinien nastąpić spadek wartości współczynnika Q_F ,
- 2) powstało więcej głębokich dołków na powierzchni pęknięcia, przez co wzrastają wartości współczynników R_L i R_S oraz maleje stopień orientacji DO .

TABLICA 3

Wyniki ilościowych badań fraktograficznych stali A11. Pomiarów na przekrojach dotyczą linii profilu, natomiast pomiary narzutach dotyczą pustek i granic między nimi

Miara	Równanie	Jednostka	Stan dostawy	Po wyżarzaniu
P O M I A R Y N A P R Z E K R O J A C H				
$R_{L_{II}}$	1.1.11	-	1,50	1,38
$R_{L_{\perp}}$	1.1.11	-	1,73	1,82
R_S	1.2.24	-	1,985	2,00
Q_F	1.1.15	-	1,16	1,14
DO_{II}	1.2.2a	-	0,48	0,44
DO_{\perp}	1.2.2a	-	0,062	0,045
P O M I A R Y N A R Z U C I E P R Z E Ł O M U				
L_A'	-	mm ⁻¹	216	287
N_A'	-	mm ⁻²	6920	17900
DO	-	-	0,54	0,24

W celu zbadania poprawności postawionej hipotezy wykonano przekroje wzdłużne i poprzeczne próbek udarnościowych wykonanych

zarówno z wyżarzonego, jak i z nie obrabionego cieplnie materiału. Na każdym przekroju zbadano profile o sumarycznej długości ok. 8 mm. Zastosowano stałą odległość wprowadzanych punktów oraz krok pomiarowy $1,5 \mu\text{m}$.

Jak widać z tablicy 3, wyniki badań na przekrojach (analiza profilu) nie potwierdziły postawionej wcześniej hipotezy; wyniki otrzymane z pomiarów na materiale przed i po obróbce cieplnej różnią się od siebie w sposób nieistotny. Czy jednak świadczy to o braku jakichkolwiek zmian na powierzchni przełomu?

Stuwe [72] wykazał, że wielkość pracy potrzebnej do utworzenia powierzchni ciągliwego pęknięcia może być oceniona na podstawie pomiarów średnicy największych pustek na powierzchni przełomu. Spróbujmy zatem ocenić wielkość pustek na rzucie powierzchni przełomu (por. fot. 57 i 58); granice pustek stanowią jasne linie widoczne na fotografiach. Wyznaczenie stopnia orientacji tych linii DO , ich długości na jednostkę powierzchni rzutu przełomu L_A' i liczby pustek na jednostkę powierzchni rzutu N_A' nie przedstawia trudności [60], a otrzymane wyniki zamieszczono w dolnej części tablicy 3.

Wyniki te można interpretować następująco: podział wtrąceń spowodował istotnie przyrost liczby pustek (wzrost N_A'). Równocześnie ze zmianą kształtu wtrąceń zmienił się kształt pustek, zbliżając się do równoosiowego (spadek wartości DO). Wreszcie, w konsekwencji omówionych zmian, wzrosła długość linii oddzielających poszczególne pustki (wzrost L_A'). Zjawisko to może wytłumaczyć wzrost energii łamania: w procesie ciągliwego pęknięcia najwięcej energii pochłania proces odkształcenia plastycznego i ścinania mostków pomiędzy poszczególnymi pustkami. W związku z tym, im większa jest sumaryczna długość linii oddzielających poszczególne pustki, tym większa jest energia łamania. Warto zwrócić uwagę, że zmiana wartości L_A' jest tego samego rzędu, co zmiana energii łamania.

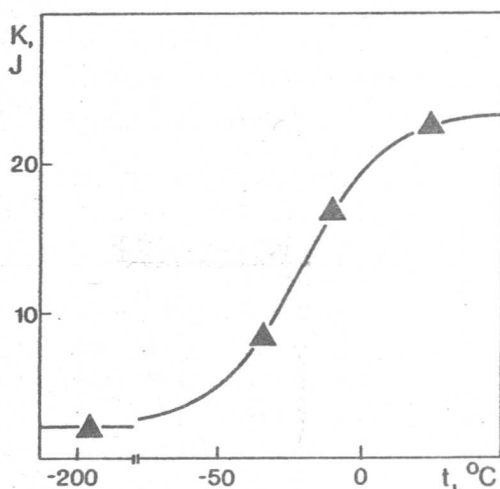
Pozostaje wyjaśnić, dlaczego nie zaobserwowano istotnych zmian w wynikach pomiarów prowadzonych na profilach przełomów. Wyżarzanie stali spowodowało podział długich wtrąceń i w konsekwencji powstanie na powierzchni przełomu wielu drobnych pustek (por. fot. 57 i 58). Przy kroku pomiarowym $1,5 \mu\text{m}$ te drobne pustki mogą nie zostać odwzorowane w danych do obliczeń R_L , DO i O_F . Zmniejszenie kroku pomiarowego prawdopodobnie również nie spowodowałoby istotnego zróżnicowania profili, gdyż drobne pustki są zazwyczaj bardzo płytkie [7] i nawet

względnie duży krok pomiarowy ($1,5 \mu\text{m}$) wprowadza jedynie drobne zniekształcenia w przebiegu profilu.

Powyższy przykład dobrze ilustruje problemy spotykane przy ilościowych badaniach fraktograficznych: wybrano kilka parametrów, które powinny zmienić się wraz ze zmianą geometrii wtrąceń, a badania wykazały brak zmian. Ponieważ jednak wcześniej stworzono koncepcję mechanizmu wpływu wtrąceń na energię łamania, po otrzymaniu negatywnego wyniku badań dość łatwe było stworzenie nowego modelu, który dał już pozytywne wyniki analizy.

ANALIZA WPŁYWU TEMPERATURY NA PĘKANIE STALI 0,4 % C

Analiza wpływu temperatury na mechanizm pękania stali średniowęglowej stanowi treść drugiego przykładu zastosowań fraktografii ilościowej. Badano [99] udarność w obniżonych temperaturach stali węglowej o zawartości 0,40 %C, będącej w stanie znormalizowanym. Udział objętościowy ferrytu wynosił 47 %, natomiast średnia cięciwa ferrytu - $7,58 \mu\text{m}$.

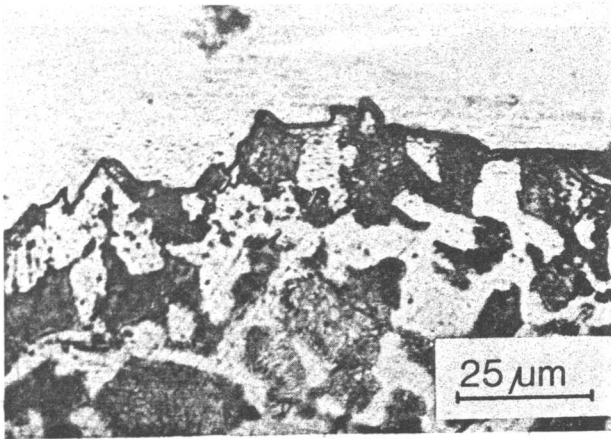


Rys.59. Zmiany energii łamania dla badanej stali 0,40 %C [99]

Materiał do badań miał postać blachy o grubości 12 mm. Próbki udarnościowe typu Charpy-V wycięto z blach poprzecznie do kierunku walcowania. Próbki (po pięć dla każdej temperatury) chłodzono w alkoholu etylowym lub we wrzącym azocie i następnie łamano na młocie udarowym o energii 150 J. Zmiany energii łamania przedstawiono na rys.59.

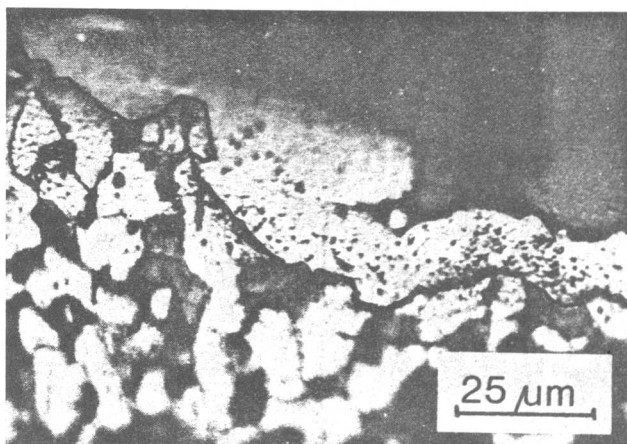


Fot.60. Fragment profilu z próbki łamanej w temperaturze pokojowej

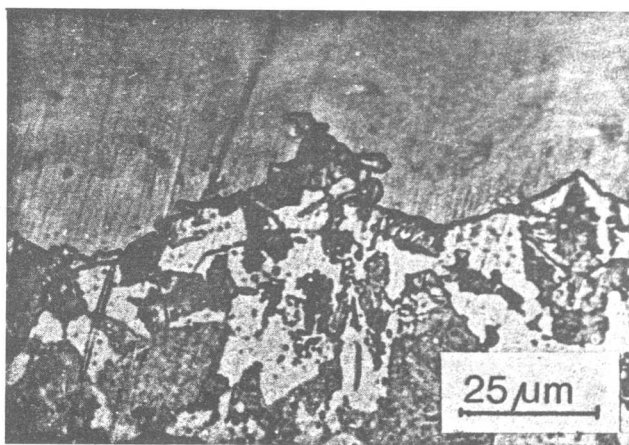


Fot.61. Fragment profilu z próbki łamanej w temperaturze -10°C

Powierzchnie przełomów złamanych próbek pokryto niklem (por. rozdz. 3.1), następnie próbki przecięto w środku grubości tak, aby otrzymać przekroje przełomu i profile równoległe do KPP (kierunku propagacji pęknięcia). Po metalograficznym przygotowaniu próbek i wytrawieniu ich w 4% azotolu przefotografowano je przy powiększeniu 1:1000. Sumaryczna rzeczywista długość profili sfotografowanych na przekrojach pochodzących z jednej temperatury łamania wynosiła 8-10 mm.



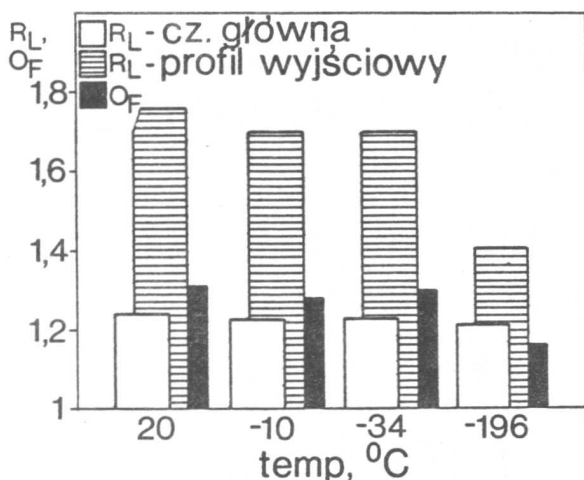
Fot.62. Fragment profilu z próbki łamanej w temperaturze -34°C



Fot.63. Fragment profilu z próbki łamanej w temperaturze -196°C

Tak przygotowane profile odwzorowano w formie cyfrowej w pamięci komputera, używając digitizera SummaSketch MM 1201. Zachowano stałą odległość wprowadzanych punktów i krok pomiarowy $1,5 \mu\text{m}$.

Celem numerycznej analizy zebranych danych było ustalenie czynników strukturalnych decydujących o mechanizmie zmian energii łamania wywołanych zmianą temperatury. Należy podkreślić, że, ze względu na dość wysoką zawartość węgla, wszystkie próbki pękały w sposób kruchy, na co wskazują m.in. niskie wartości energii łamania. Powierzchnie oraz profile przełamów (por.fot.60–63) były we wszystkich temperaturach badania bardzo podobne i ich jakościowa analiza nie wykazała obecności wyraźnych różnic. Postanowiono zatem zastosować metody fraktografii ilościowej. Najpierw zbadano podstawowe parametry profilu: R_L i Q_F (por.rys.64).



Rys.64. Podstawowe parametry przekroju przełomu w funkcji temperatury

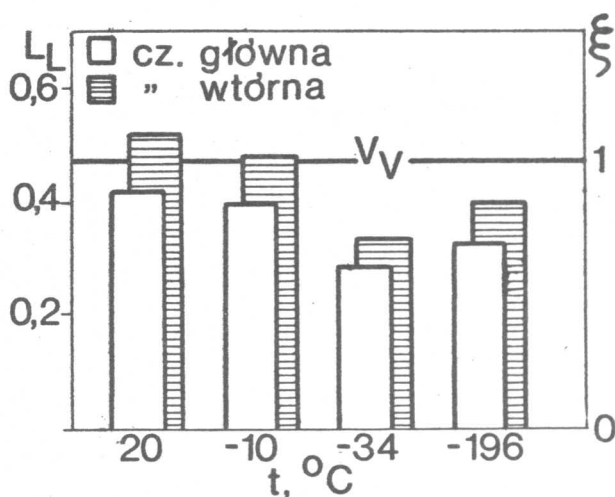
Analiza wyników, przedstawionych na rys.64, wykazała, że następuje zmniejszanie się wartości współczynnika R_L wraz z temperaturą. Ponieważ w podobny sposób zmieniały się wartości Q_F (czarne słupki na rys.63), postanowiono przeanalizować przekroje po usunięciu nałożenia. Nałożenia usunięto, wykorzystując algorytm Wojnara i Kumosy [99], który jest opisany w rozdziale 1.3. Przeprowadzone następnie pomiary głównego

pęknięcia wykazały, że jego współczynnik rozwinięcia R_L nie ulega istotnym zmianom w całym zakresie badanych temperatur (por. rys. 64).

Z powyższych wyników wyciągnięto wniosek, że o przebiegu zmian udarności decydują tworzenie oraz rozwijanie się pęknięć wtórnych. Dlatego też dalsze badania miały na celu wyznaczenie ilościowych miar opisujących pęknięcia wtórne. Wykorzystano w tym celu zależności wyprowadzone lub omówione w rozdziałach 1.1 i 1.3.

W celu zbadania roli ferrytu w tworzeniu powierzchni przełomu zbadano zmiany jego udziału wzdłuż pęknięcia głównego, jak i wzdłuż pęknięć wtórnych, a wyniki badań przedstawiono na rys. 65. Wynika z nich, że w całym zakresie badanych temperatur L_L ferrytu jest w obrębie pęknięć wtórnych większe, niż wzdłuż pęknięcia głównego. Ponadto w temperaturach 20 i -10°C udział ferrytu w tworzeniu pęknięć wtórnych jest wyższy niż udział objętościowy ferrytu w badanym materiale. Obserwacje te wskazują, że warunki inicjacji pęknięcia są łatwiejsze do osiągnięcia w ferrycie niż w perlicie.

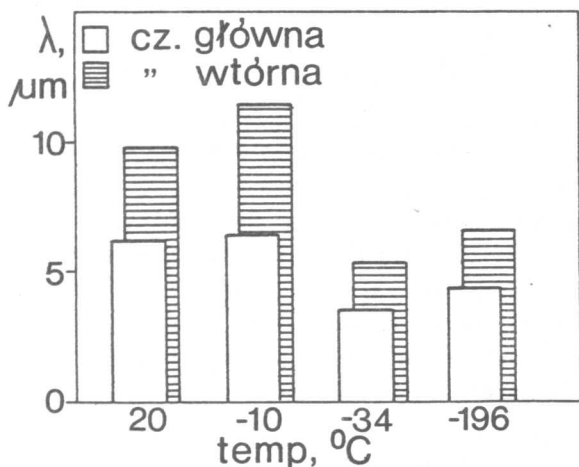
W temperaturach -34 i -196°C obserwuje się spadek udziału ferrytu zarówno w pęknięciach wtórnych, jak i w pęknięciu głównym. Jest to związane ze znaczną różnicą pomiędzy temperaturami przejścia



Rys. 65. Wpływ temperatury na udział liniowy ferrytu w pęknięciach wtórnych i głównej części przełomu, porównany z udziałem objętościowym ferrytu w badanym materiale

plastyczno-krucho dla ferrytu i perlitu, przy czym temperatura przejścia dla ferrytu jest znacznie niższa [57]. Powoduje to, że w niskich temperaturach tworzenie się przełomu jest związane głównie z perlitem. Analiza udziału ferrytu w powierzchni głównej przełomu i pęknięć wtórnych prowadzi do wniosku, że wysoka udarność w wyższych temperaturach jest związana z obecnością licznych pęknięć wtórnych, przebiegających w znacznej mierze przez ciągły ferryt.

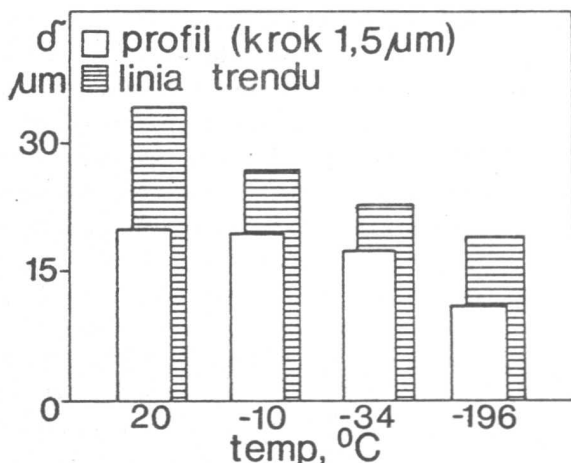
Podobne rozważania można przeprowadzić w odniesieniu do średniej drogi pęknięcia λ przez ferryt (rys.66). Zmiany λ są podobne do obserwowanych dla L_L , z tym, że w przypadku λ zmiany te są nawet bardziej jaskrawe. Zarówno liniowy udział L_L ferrytu, jak i średnia droga pęknięcia λ w ferrytycie pozwalają na badanie wpływu temperatury na proces pęknięcia. W szczególności są one przydatne do badania roli pęknięć wtórnych.



Rys.66. Zmiany średniej drogi pęknięcia

Dalszych informacji na temat geometrycznej struktury pęknięć wtórnych dostarcza pomiar ich średniej długości δ (rys.67). Średnia długość pęknięć wtórnych maleje wraz ze spadkiem temperatury. Jeszcze wyraźniej widać to w przypadku analizy linii trendu (linia trendu jest to linia profilu przełomu analizowana z 10-krotnie większym krokiem pomiarowym; w tym przypadku krok ten wynosił 15 μm). Wyniki

przedstawione na rys.64 i 67 wskazują pośrednio, że wraz ze zmianą temperatury zmienia się nie tylko średnia długość pęknięć, ale także ich rozkład - w wyższych temperaturach występuje więcej dłuższych pęknięć wtórnych, podczas gdy w niższych temperaturach dominują krótkie pęknięcia.



Rys.67. Wpływ temperatury łamania na średnią długość pęknięć wtórnych

Omówione wyniki pozwalają na wyciągnięcie wniosku, że zmiany energii łamania normalizowanej stali 0,40 %C w obniżonych temperaturach związane są głównie ze zmianami ciągliwości ferrytu i warunkami powstawania pęknięć wtórnych. Warto tu zwrócić uwagę, że korzystny wpływ powstawania pęknięć wtórnych na odporność na pękanie stwierdzono również w innych materiałach, m.in. ceramicznych [58], gdzie wręcz postuluje się istnienie oddzielnego mechanizmu wzrostu odporności na pękanie wywołowanego powstawaniem przed czołem pęknięcia głównego licznych pęknięć wtórnych, których obecność powoduje zmniejszenie siły rozwijającej pęknięcie.

Przedstawione wyniki badań nie wyczerpują jednak wszystkich możliwych mechanizmów zmian energii potrzebnej do utworzenia przełomu. Maciejny [46] wskazuje, że czynnikiem ograniczającym wielkość poszczególnych płaszczyzn łupliwości przy pękaniu łupliwym nie jest wielkość ziarna stali, lecz wielkość byłego ziarna austenitu. Zatem zmiany energii łamania można wiązać ze zmianą pola powierzchni

poszczególnych płaszczyzn łupliwości. W wyższych temperaturach należy oczekiwać mniejszych powierzchni, ograniczonych do jednego ziarna i związanych z tym częstszymi zmian lokalnego kierunku propagacji pęknięcia. Powoduje to pochłanianie przez materiał większej ilości energii podczas pęknięcia. Gdyby opisywane zjawisko występowało w analizowanej stali, to na profilach pęknięć występowałyby odcinki w przybliżeniu liniowe, o długościach wzrastających w miarę obniżania temperatury badania. Zmiany te powodowałyby różnice w pochyleniu wykresów fraktalnych dla poszczególnych profili. Ponieważ takich zmian nie zaobserwowano (por. rys. 44 w rozdziale 1.5), można przyjąć, że wspomniane zjawisko nie występuje i jako główną przyczynę zmian udarności uznać zróżnicowanie w warunkach powstawania, liczebności i długości pęknięć wtórnych.

WPLYW TEMPERATURY NA DEKOHEZJĘ ŻELIWA SFEROIDALNEGO

W wyniku badań odporności na pęknięcie ferrytycznego żeliwa sferoidalnego w podwyższonych temperaturach [97] wykazano istnienie lokalnego minimum odporności na pęknięcie w temperaturze ok. 400°C (por. rys. 6B). Równocześnie we wszystkich badanych temperaturach odporność na pęknięcie badanego żeliwa była proporcjonalna do średniej odległości swobodnej λ między kulami grafitu, co przy stałym udziale objętościowym grafitu jest równoważne proporcjonalności do średniej średnicy kuli, gdyż [60]:

$$\lambda = \bar{l} \frac{1 - v_v}{v_v} . \quad (3.3.1)$$

Ponieważ kule grafitu w żeliwie sferoidalnym wykazują rozkład wielkości średnic zgodny z rozkładem Rayleigha [92,93], to wobec równości:

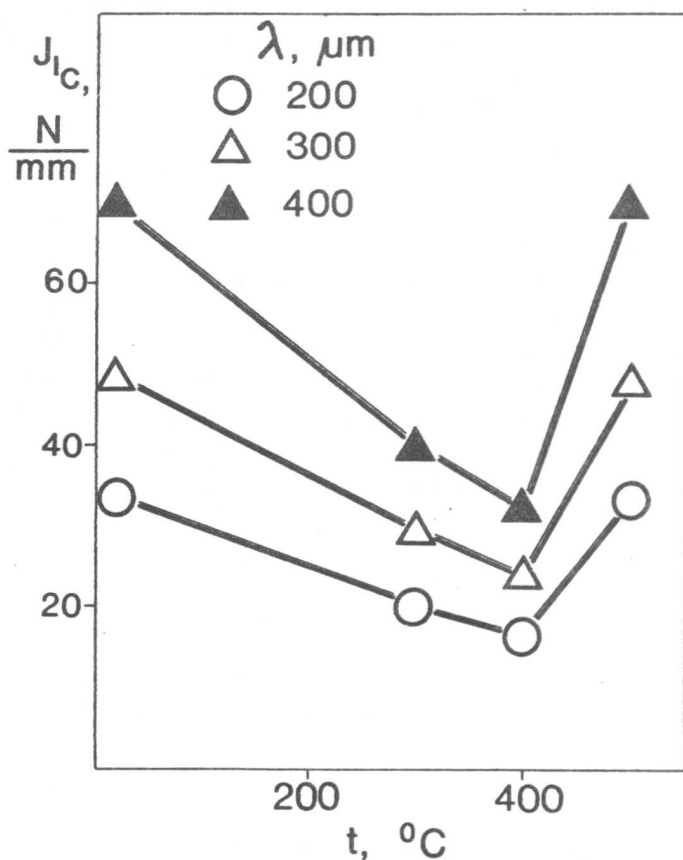
$$\bar{d} = \bar{l} \quad (3.3.2)$$

średnią odległość swobodną można wyrazić jako:

$$\lambda = \bar{d} \frac{1 - v_v}{v_v} \quad (3.3.3)$$

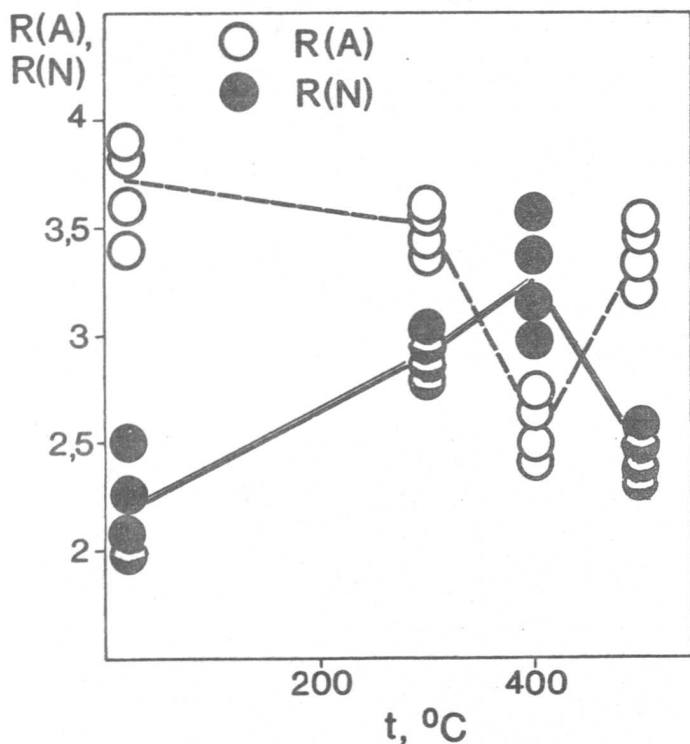
i tak obliczona średnia odległość swobodna różnicuje krzywe na rys.68.

Przeprowadzone równoległe badania odporności na pękanie ferrytu krzemowego, modelującego osnowę żeliwa, wykazały systematyczny wzrost odporności na pękanie w całym zakresie badanych temperatur. Nie można było zatem wiązać występowania minimum odporności na pękanie żeliwa wprost z właściwościami jego osnowy. Jakościowe obserwacje przełomów również nie przyniosły odpowiedzi na pytanie, co powoduje występowanie lokalnego minimum w 400°C.



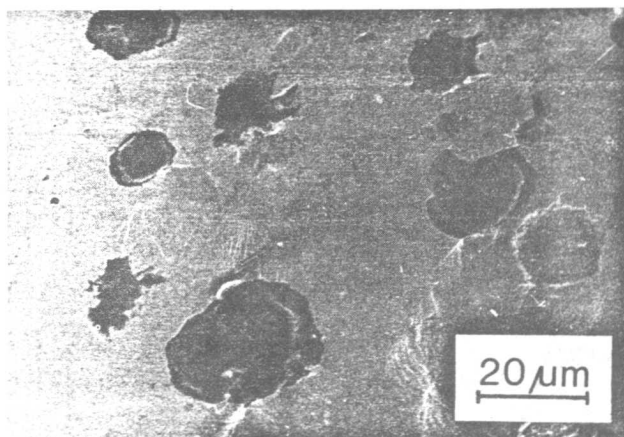
Rys.68. Wpływ temperatury i średniej drogi swobodnej λ między kulami grafitu na odporność na pękanie żeliwa sferoidalnego [97]

Podjęto zatem decyzję o przeprowadzeniu ilościowych badań fraktograficznych przełomów. Jako miarę udziału cząstek w procesie pęknięcia wykorzystano współczynniki $R(A)$ i $R(N)$, zdefiniowane wzorami (1.3.3) i (1.3.4). Wyniki pomiarów przedstawiono na rys.69. Widoczne jest, że zmiany $R(A)$ i $R(N)$ mają charakter nieliniowy i lokalne ekstrema tych współczynników występują w tej samej temperaturze, w której obserwuje się minimum odporności na pęknięcie. Różnica pomiędzy współczynnikami $R(A)$ i $R(N)$ polega na tym, że o ile $R(A)$ wykazuje lokalne minimum, o tyle $R(N)$ wykazuje lokalne maksimum (por.rys.69).

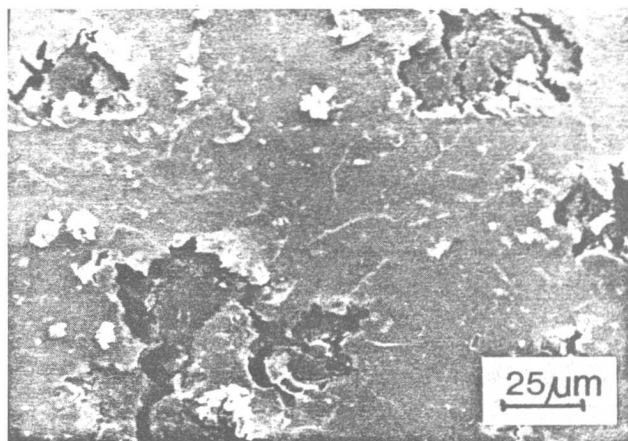


Rys.69. Wyniki ilościowych badań fraktograficznych żeliwa [97].

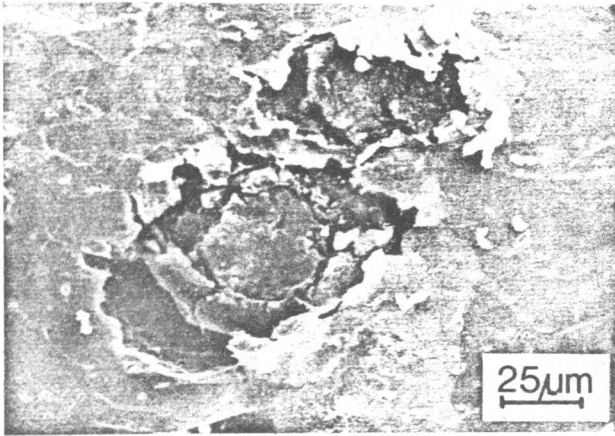
Powstaje pytanie, jak zinterpretować otrzymane wartości $R(A)$ i $R(N)$. Analiza wyników wskazuje, że w temperaturze 400°C nastąpiło zwiększenie liczebności wydzieli grafitu przy równoczesnym zmniejszeniu ich wymiarów. Tłumaczenie tego zjawiska różnicami w przebiegu powierzchni pęknięcia jest mało przekonujące. Inna wersja wyjaśnienia zakłada, że nastąpiło podzielenie (pokruszenie) kul grafitu, co spowodowało zmniejszenie ich rozmiarów przy równoczesnym



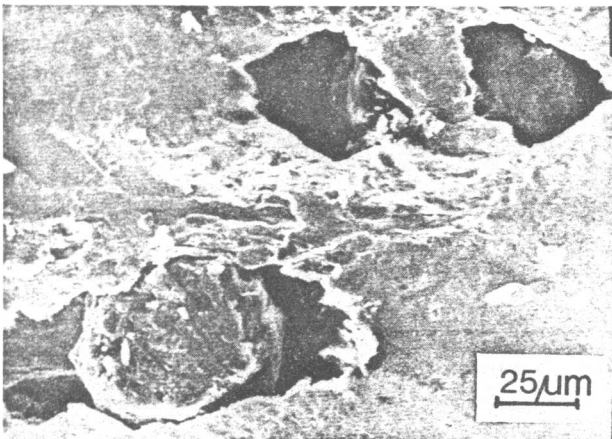
Fot.70. Pustki wokół kul grafitu powstałe w 300°C [97]



Fot.71. Nieregularne pustki i popękany grafit (400°C) [97]



Fot.72. Pękające kule grafitu w próbce odkształcanej w 400°C [97]



Fot.73. Duże, regularne pustki w próbce odkształcanej w 500°C

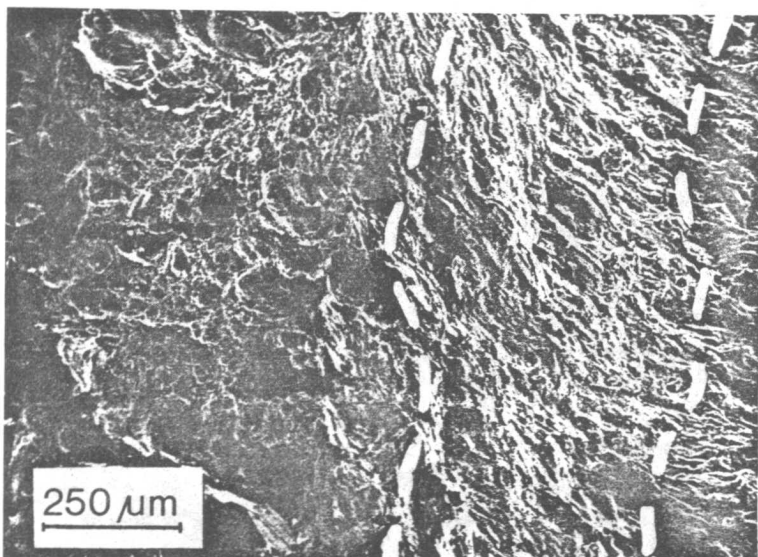
wzroście liczebności. Wytłumaczenie powyższe pozostaje jednak w sprzeczności z dotychczasowym doświadczeniem, które mówi, że podczas ciągłego pęknięcia cząstki, inicjujące ten proces, pozostają nie naruszone. Aby wyjaśnić, czy pęknięcie kul grafitu jest możliwe, postanowiono przeprowadzić następujące, dodatkowe badania:

Wykonano zglądy metalograficzne na bocznych powierzchniach próbek, używanych do badań z mechaniki pękania i odkształcono te próbki w temperaturach: 300, 400 i 500°C. Następnie odkształcone w pobliżu dna karbu powierzchnie obserwowano za pomocą mikroskopu skaningowego. Fragmenty tych powierzchni przedstawiono na fot.70-73.

Obserwacje powierzchni próbek w pełni potwierdziły przypuszczenia, wynikające z ilościowej analizy przełomu. Tak więc za pomocą współczynników $R(A)$ i $R(N)$ udało się wykryć zjawisko pękania kul grafitu przy odkształcaniu ferrytycznego żeliwa sferoidalnego.

Wydaje się, że wspomniane zjawisko, a w szczególności nieregularny kształt pustek powstających w 400°C, może powodować lokalną koncentrację naprężeń, sprzyjającą obniżeniu odporności na pęknięcie. Niestety, autorzy nie zdołali wyjaśnić, co powoduje, że właśnie w temperaturze 400°C żeliwo sferoidalne zachowuje się w tak nietypowy sposób.

3.4. WYZNACZANIE ODPORNOCI NA PĘKANIE

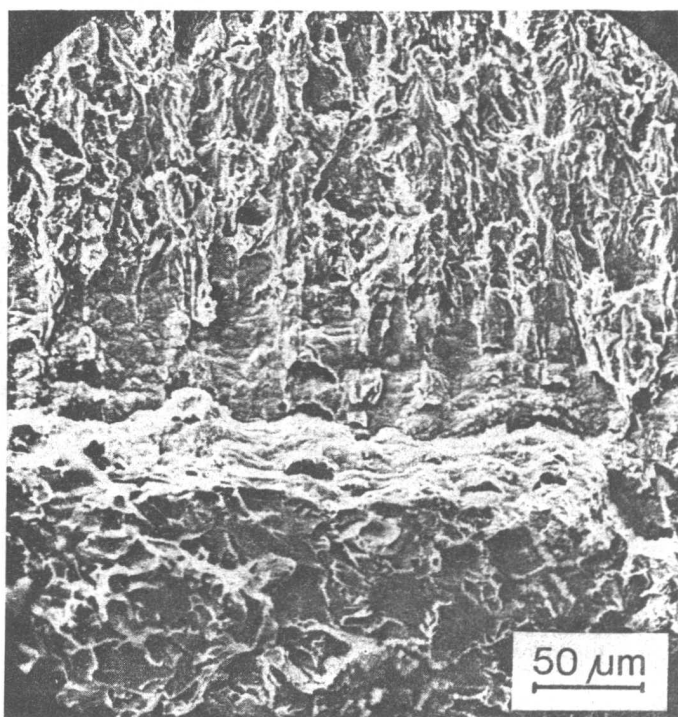


Fot.74. Strefa odkształcona na dnie karbu próbki do badania odporności na pękanie, wykonanej ze stali 15HM (W.Dziadur)

W większości przypadków przełomy powstają w wyniku podkrytycznego rozwoju szczeliny (np. pęknięcia zmęczeniowe), albo poprzez przekroczenie wytrzymałości na pękanie. Wynika stąd, że badania przełomów mogą być przydatne przy badaniu mechanizmów rozprzestrzeniania się pęknięć oraz roli struktury materiału w procesie pękania. Wyniki ilościowych badań przełomów można więc korelować z prędkością wzrostu pęknięć zmęczeniowych lub udarnością, natomiast, ogólnie rzecz biorąc, nie należy korelować charakterystyk przełomów z odpornością na pękanie. Jednym z wyjątków w tej regule jest pękanie ciągliwe.

Przy pękaniu ciągłym stwierdzono doświadczalnie (por. fot.74) występowanie na dnie karbu strefy odkształconej plastycznie, której

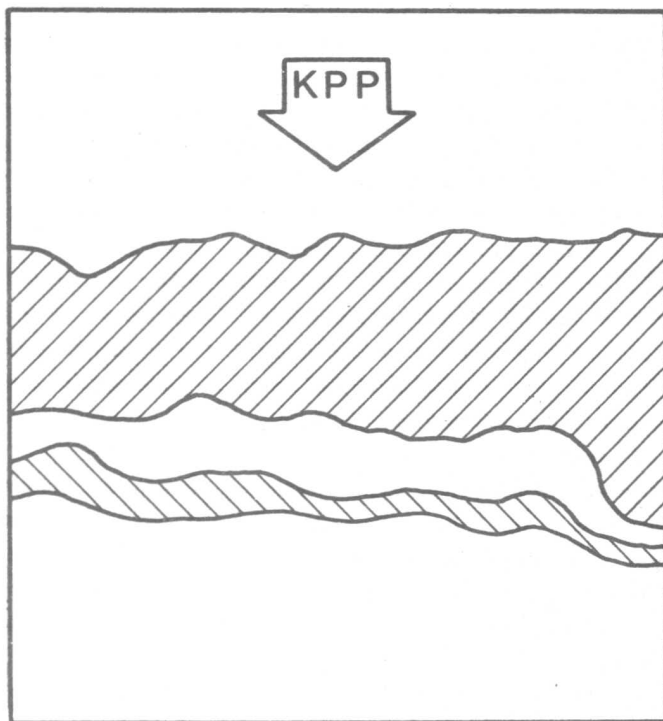
utworzenie poprzedza właściwą propagację pęknięcia. Istnienie tej strefy potwierdza fizyczny sens krytycznego rozwarcia dna szczeliny (COD), które jest jedną z miar odporności na pęknięcie. Można zatem próbować łączyć szerokość tej strefy SSO, wyznaczoną podczas badań fraktograficznych, z odpornością na pęknięcie.



Fot.75. Przykład strefy odkształczonej na dnie karbu. Zdjęcie było wykorzystywane w trakcie międzynarodowych badań nad metodami pomiaru szerokości tej strefy. Reprodukacja za zgodą G.Halima

Badania związków pomiędzy szerokością strefy odkształczonej (SSO) i odpornością na pęknięcie podjęli wraz ze współpracownikami m.in. Krasowski [44], Blumenauer [88] i Kobayashi [41]. Równocześnie badania SSO wprowadzono w japońskiej normie JSME S 001 - 1981, dotyczącej wyznaczania odporności na pęknięcie. Wspomniane prace i norma spowodowały wzrost zainteresowania tym problemem i zorganizowanie w ramach Europejskiej Grupy Pęknięcia (European Group on Fracture)

międzynarodowego programu badań mającego na celu ustalenie metodyki pomiaru oraz powtarzalności i odtwarzalności wyników. Wyniki tego programu badań [29] wskazują, że istnieje związek pomiędzy SSD i



Rys.76. Pasma rozrzutu zawierające linie oznaczające początek i koniec strefy odkształconej z fot.75, wyznaczone przez różne osoby

odpornością na pękanie, ale średnie odchylenie kwadratowe wyników jest porównywalne z mierzoną wielkością (por.rys.76). W związku z tym zastosowanie pomiaru SSD do oceny odporności na pękanie jest bardzo ograniczone, szczególnie, jeżeli pomiarów nie dokonywał jeden i ten sam człowiek.

Zatem w chwili obecnej badania fraktograficzne mogą służyć jedynie do porównawczej, jakościowej oceny odporności na pękanie. Obecny stan zagadnienia nie pozwala jeszcze na wykorzystanie wyników badań fraktograficznych do wyznaczania bezwzględnych wartości odporności na pękanie.

PODSUMOWANIE

Większość dostępnych prac dotyczących fraktografii ilościowej jest poświęcona definiowaniu ilościowych parametrów powierzchni przełomu i wyznaczaniu analitycznych zależności pomiędzy tymi parametrami a wielkościami, których wartości można wyznaczyć doświadczalnie. Zbiór tych definicji i zależności stanowi podstawy teoretyczne fraktografii ilościowej. Są one obecnie dość dobrze opracowane, choć pewne zagadnienia, jak np. teoretyczne maksimum zależności R_L-R_S (rozdz.1.2) wymagają jeszcze uzupełnień. Podobnie (por.rozdz.1.3) istnieją zjawiska, takie jak na przykład pęknięcia wtórne, które nie zostały dotąd ściśle zdefiniowane i których miary nie są jeszcze dopracowane.

Omówieniu podstaw teoretycznych została poświęcona pierwsza część pracy, w której przedstawiono obecny stan zagadnienia uzupełniony nowymi definicjami oraz zależnościami.

Liczba prac dotyczących zastosowania fraktografii ilościowej jest znacznie mniejsza od liczby publikacji poświęconych podstawom teoretycznym. W szczególności brak opracowań metodycznych, omawiających metody pomiaru, dobór mierzonych parametrów, rozrzut i powtarzalność wyników czy też metody przetwarzania danych. Ponadto dostępne wyniki otrzymano w wielu przypadkach przy użyciu bardzo kosztownych analizatorów obrazu, co w połączeniu z niedostateczną liczbą przekonujących przykładów zastosowania fraktografii ilościowej dodatkowo ogranicza szersze stosowanie tej metody badawczej.

Biorąc powyższe pod uwagę postanowiono wykorzystać do badań fraktograficznych komputer osobisty i przedyskutować pojawiające się problemy związane z wprowadzaniem i numeryczną analizą danych. Metody numeryczne stanowią obecnie oddzielną, obszerną gałąź wiedzy; ograniczono się więc do omówienia kilku zagadnień odnoszących się do specyfiki badań fraktograficznych. Rozwiązanie tych problemów było konieczne w celu zbudowania odpowiedniego narzędzia, czyli programu do analizy fraktograficznej i stanowi treść drugiej części pracy. Równocześnie powstały program o nazwie QF stanowi narzędzie badań fraktograficznych, które może wykorzystać każdy użytkownik komputera typu IBM PC/XT/AT.

Aby wykazać przydatność wyprowadzonych teoretycznie miar i stworzonego programu, należało przeprowadzić badania doświadczalne i omówić ich przebieg na kilku przykładach. Było to niezbędne tym bardziej, że ilość informacji na ten temat dostępnych w literaturze jest bardzo ograniczona. Zagadnieniu badań doświadczalnych poświęcono trzecią część pracy.

Jak wynika z powyższych uwag, układ pracy został tak skonstruowany, że ma ona charakter metodyczny, tzn. jest poświęcona przede wszystkim opracowaniu metody ilościowych badań przełomów. Teoretyczne podstawy fraktografii ilościowej zostały w pracy rozwinięte tak, że możliwe jest postawienie kilku ogólnych wniosków:

1. Wprowadzone nowe elementy ilościowego opisu przełomów, a w szczególności analiza maksymalnego możliwego pola powierzchni przełomu oraz ilościowa ocena pęknięć wtórnych, poszerzają podstawy teoretyczne i możliwości praktycznego stosowania metod fraktografii ilościowej.
2. Zaproponowana klasyfikacja powierzchni przełomów oraz definicje przesłoneń i pęknięć wtórnych pozwalają na uporządkowanie i ujednoczenie ilościowych badań fraktograficznych. Równocześnie wprowadzona metoda klasyfikacji przełomów obejmuje przełomy występujące w praktyce, ale nie uwzględniane w dotychczasowych klasyfikacjach.
3. Wprowadzenie precyzyjnych definicji umożliwia stosowanie automatycznych metod analizy przełomów. Dotyczy to w szczególności przełomów z przesłoneciami, które dominują przy pękaniu ciągliwym.

Równocześnie zachowano w ogólnych zarysach układ klasycznej rozprawy naukowej, co pozwala na wyciągnięcie kilku wniosków przydatnych dla praktyki:

1. Mikrokomputer klasy IBM PC/XT/AT sprzęgnięty z digitizerem stanowi urządzenie, które można z powodzeniem wykorzystać do prowadzenia badań fraktograficznych na przekrojach przełomów.

2. Przy tworzeniu programu do obsługi zestawu komputer-digitizer spotyka się nowe problemy informatyczne. W większości przypadków udaje się skonstruować proste algorytmy rozwiązujące te problemy.
3. Istotny wpływ na wyniki pomiarów ma sposób wprowadzania danych. Zaleca się, o ile to możliwe, stosowanie STAŁEJ ODLEGŁOŚCI wprowadzanych punktów i możliwie małego kroku pomiarowego. W przypadku potrzeby zwiększenia kroku pomiarowego można go symulować komputerowo.
4. W celu zachowania porównywalności wyników konieczne jest zachowanie zgodności kroku pomiarowego i, przede wszystkim, sposobu wprowadzania danych.
5. Przed rozpoczęciem ilościowych badań fraktograficznych należy stworzyć i przeanalizować model mechanizmu pękania. Umożliwi to celowy dobór mierzonych parametrów, a w przypadku błędnie wybranego modelu przyspieszy opracowanie modelu poprawnie opisującego przebieg pękania.
6. Przedstawione przykłady wykazują celowość prowadzenia ilościowych badań fraktograficznych, gdyż różnice pomiędzy przełomami wychwytywane za pomocą ilościowych miar są często niedostrzegalne dla oka.
7. Istnieje grupa przełomów, dla których badanie ich profili jest niewystarczające i wymagają one badania rzutów powierzchni przełomu. W związku z tym należy dążyć do opracowania możliwie prostych, ale skutecznych w działaniu programów umożliwiających wykorzystanie mikrokomputerów również w badaniach rzutów powierzchni przełomów.

LITERATURA

- [1] R.Arpi, *The fracture test as used for tool steel in Sweden*, *Metallurgia* 11, 1935, s.123.
- [2] J.J.Au, J.S.Ke, *Correlation between fatigue crack growth rate and fatigue striation spacing in AlSi 9310 (AMS 6265) steel*, *ASTM STP* 733, L.N.Gilbertson, R.D.Zipp, Eds., ASTM, 1981, s.202-221.
- [3] M.N.Bassim, R.J.Klassen, M.R.Bayoumi, *Fracture topography of HSLA steels*, *Materials Science and Engineering*, 1987, s.107-111.
- [4] A.J.Baddeley, H.J.G.Gundersen, L.M.Cruz-Drive, *Estimation of surface area from vertical sections*, *Journal of Microscopy* 3, 1986, s.259-276.
- [5] K.Banerji, *Quantitative fractography - a modern perspective*, *Metallurgical Transactions* 4, 1988, s.961-971.
- [6] V.Biringuccio, *De La Pirotechnia*, 1540, tłum. M.T.Gnudi, C.S.Smith, American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, 1942.
- [7] D.Broek, *Some contributions of electron fractography to the theory of fracture*, National Aerospace Laboratory NLR the Netherlands, 1973.
- [8] J.D.Bryant, *Stereo-photogrammetry as applied to fractography*, [w:] *Advances in Fracture Research*, Proc. ICF7, Houston, Texas 1989, K.Salama, K.Rawi-Chandar, D.M.R.Taplin, P.Rama-Rao, Eds., s.3365-3472.
- [9] P.Camard, J.L.Chermant, M.Coster, *Morphology of an imbricate structure*, Proc. 2nd European Symposium on Quantitative Analysis of Microstructures in Materials Science, Biology and Medicine, J.L.Chermant, ed., Caen, 1977, s.126-136.
- [10] J.L.Chermant, M.Coster, *Survey of quantitative fractography in materials science*, *Acta Stereologica* 2/Suppl I, 1983, s.55-64.
- [11] J.L.Chermant, M.Coster, *Mathematical morphology and quantitative fractography*. [w:] *Advances in Fracture Research*, Proc. ICF7, Houston, Texas 1989, K.Salama, K.Rawi-Chandar, D.M.R.Taplin, P.Rama-Rao, Eds., s.3373-3482.
- [12] J.L.Chermant, M.Coster, J.Lavole, *A study of the ductile -*

- brittle transition in steels using quantitative fractography, *Stereol. Jugosl.* 3/Suppl I, 1981, s.225-232.
- [13] J.L.Chermant, F.Osterstock, *Fracture toughness and fracture of WC-Co composites*, *Journal of Materials Science* 11, 1976, s.1939-1951.
- [14] L.Chermant, J.L.Chermant, M.Coster, *Simulation of brittle fracture surfaces*, *Acta Stereologica* 2/Suppl I, 1983, s.71-74.
- [15] M.Coster, J.L.Chermant, *Recent developments in quantitative fractography*, *Int. Metals Reviews* 4, 1983, s.228-250.
- [16] J.Cwajna, A.Maciejny, J.Szala, *Aktualny stan i kierunki rozwoju fraktografii ilościowej*, *Inżynieria Materiałowa*, 6, 1984, s.162-176.
- [17] R.V.Dainty, *Use of "marker blocks" as an aid in quantitative fractography in full-scale aircraft fatigue testing*, *ASTM STP 827*, J.J.Mecholsky Jr., S.R.Powell Jr., Eds., ASTM 1984, s.285-308.
- [18] R.H.Dauskardt, F.Haubensak, R.O.Ritchie, *Overview No.88, On the interpretation of the fractal character of fracture surfaces*, *Acta Metallurgica Materialia*, 2, 1990, s.143-159.
- [19] D.L.Davidson, *The growth of fatigue cracks through particulate SiC reinforced aluminium alloys*, *Engineering Fracture Mechanics*, 1989, s.965-977.
- [20] S.M.El Soudani, *Theoretical basis for the quantitative analysis of fracture surfaces*, *Metallography* 1974, s.247-336.
- [21] S.M.El Soudani, *Profilometric analysis of fractures*, *Metallography*, 1978, s.247-336.
- [22] *Fractography*, *Metals Handbook*, Ninth Edition (vol.12), Metals Park, Ohio, 1987.
- [23] *Fracture*, H.Liebowitz, ed., Academic Press, New York and London 1968.
- [24] S.Gentier, J.Riss, *Natural fractures in rocks: stereological estimation of areas by systematic sections*, *Acta Stereologica* 6/1, 1987, s.223-228.
- [25] A.M.Gokhale, E.E.Underwood, *A new parametric roughness equation for quantitative fractography*, *Acta Stereologica* 8/1, 1989, s.43-52.
- [26] R.Górecka, Z.Polański, *Metrologia warstwy wierzchniej*, WNT, Warszawa 1983.

- [27] R.Górecka, Z.Polański, *Mikrokomputerowa identyfikacja okresowości rozkładu elementów struktury materiału*, **Materiały II Konferencji "Stereologia w badaniach materiałoznawczych"**, Kraków - Rudy Raciborskie 1986, s.109-114.
- [28] K.Hamberg, B.Karlsson, *Crack closure and fracture surface topography during fatigue crack propagation in pearlitic steels*, Proc. 7th European Conference on Fracture, E.Czoboly, Ed., Budapest, 1988, s.1147-1152.
- [29] J.Heerens, A.Cornec, K.H.Schwalbe, *Results of a round robin on stretch zone width determination*, *Fatigue Fracture Engineering Materials Structures* 1, 1988, s.19-29.
- [30] T.Hersant, *The covariance function: a mean to describe inclusion structures in steels*, Proc. 2nd European Symposium on Quantitative Analysis of Microstructures in Materials Science, Biology and Medicine, J.L.Chermant, ed., Caen, 1977, s.144-152.
- [31] D.A.Hilders, M.G.Santana, *Toughness and fractography of austenitic type 304 stainless steel with sensitization treatments at 973 K*, *Metallography*, 1988, s.151-164.
- [32] E.Hornbogen, *Fine, Coarse and Fractal Microstructures*, *Practical Metallography*, 1986, s.258-267.
- [33] T.Hoshide, M.Mizahara, T.Inoue, *Life prediction based on analysis of crack coalescence in low cycle fatigue*, *Engineering Fracture Mechanics*, 1987, s.91-101.
- [34] P.Humbert, P.Boule, *Quantitative fractography of composite explosives*, *Acta Stereologica* 6/III, 1987, s.907-912.
- [35] M.R.James, *Growth behavior of small fatigue cracks in Al-Li-Cu alloys*, *Scripta Metallurgica*, 1987, s.783-788.
- [36] D.Jeuin, *On image analysis and micromechanics*, N-24/87/G, Centre de Geostatistique, Fontainebleau 1987.
- [37] N.Jost, E.Hornbogen, *On fractal aspects of metallic microstructures*, *Practical Metallography*, 1988, s.157-173.
- [38] J.Kameda, W.A.Spitzig, *Hydrogen assisted ductile fracture in porous iron*, *Acta Metallurgica*, 1989, s.169-180.
- [39] B.Karlsson, J.Wasen, *The use of quantitative fractography in fatigue crack growth studies*, Proc. 7th European Conference on Fracture, E.Czoboly, Ed., Budapest 1988, s.573-594.
- [40] B.Karlsson, J.Wasen, *Experimental characterization and geometrical modelling of fatigue fracture profiles*, [w:] *Advances*

- in *Fracture Research*, Proc. ICF7, Houston, Texas 1989, K.Salama, K.Rawi-Chandar, D.M.R.Taplin, P.Rama-Rao, Eds., s.3383-3390.
- [41] T.Kobayashi, G.R.Irvin, X.J.Zhang, *Topographic examination of fracture surfaces in fibrous - cleavage transition behaviour*, ASTM STP 827, J.J.Mecholsky Jr., S.R.Powell Jr., Eds., ASTM 1983, s.234-251.
- [42] S.Kocańda, *Zmęczeniowe niszczenie metali*, WNT, Warszawa 1978.
- [43] K.Komai, M.Noguchi, *Three-dimensional image analysis of corrosion fatigue fracture surface*, Transactions ISIJ, 1987, s.658-663.
- [44] A.J.Krasovsky, V.A.Vainshtok, *On a relationship between stretched zone parameters and fracture toughness of ductile structural steels*, International Journal of Fracture, 1981, s.571-592.
- [45] J.Lemaitre, J.Dufailly, *Damage measurements*, Engineering Fracture Mechanics, 1987, s.643-661.
- [46] A.Maciejny, *Kruchość metali*, Śląsk, Katowice 1973.
- [47] A.Maciejny, P.Miliński, *Analiza powstawania i propagacji pęknięć w procesie pełzania żarowytrzymałych stali o osnowie ferrytycznej*, Archiwum Nauki O Materiałach, 1, 1980, s.59-68.
- [48] B.B.Mandelbrot, *Fractals. Form, chance and dimension*, Freeman, San Francisco, 1977.
- [49] B.B.Mandelbrot, D.E.Passoja, A.J.Paullay, *Fractal character of fracture surfaces of metals*, Nature, 8, 1984, s.721-722.
- [50] J.J.Mecholsky, D.E.Passoja, K.S.Feinberg-Ringel, *Quantitative analysis of brittle fracture surfaces using fractal geometry*, Journal of the American Ceramic Society 1, 1989, s.60-65.
- [51] P.Osmont, D.Jeuin, G.Larquetoux, *Simulation of crack propagation in porous material by image analysis*, Acta Stereologica 6/III, 1987, s.381-386.
- [52] D.E.Passoja, D.J.Amborski, *Fracture profile analysis by Fourier transform methods*, Microstructural Science 6, J.E.Bennet, L.R.Cornwell, J.L.McCall, Eds., Elsevier, 1978, s.143-158.
- [53] D.E.Passoja, J.A.Psioda, *Fourier transform techniques - fracture and fatigue*, ASTM STP 733, L.N.Gilbertson, R.D.Zipp, Eds., ASTM, 1981, s.355-386.
- [54] C.S.Pande, L.R.Richards, S.Smith, *Fractal characteristics of fractured surfaces*, Journal of Materials Science Letters, 1987, s.295-297.
- [55] C.S.Pande, L.E.Richards, B.D.Dempsey, A.J.Schwoelbe, *Fractal*

- characterization of fractured surfaces, *Acta Metallurgica*, 1987, s.1633-1637.
- [56] Z.Polański, *Identyfikacja i symulacja komputerowa w badaniach wtrąceń niemetalicznych*, [w:] *Wtrącenia niemetaliczne w stopach żelaza*, Monografia 65, Politechnika Krakowska, Kraków 1988, s.61-72.
- [57] J.A.Rinebot, W.J.Harris, *Effect of alloying elements on notch toughness of pearlitic steels*, *Transactions American Society for Metals*, 1951, s.1175-1201.
- [58] R.O.Ritchie, *Mechanisms of fatigue crack propagation in metals, ceramics and composites: role of crack tip shielding*, *Materials Science and Engineering* 103A, 1988, s.15-28.
- [59] S.Rudnik, L.Wojnar, *Ilościowe badania fraktograficzne przetomów żeliwa sferoidalnego*, *Materiały II Konferencji "Stereologia w badaniach materiałoznawczych"*, Kraków - Rudy Raciborskie 1986, s.285-292.
- [60] J.Ryś, *Metalografia ilościowa*, AGH, Kraków 1982.
- [61] J.Ryś, A.Kasprzyk, M.Chociej, *Pomiar niejednorodności strukturalnej w oparciu o metody stereologiczne*, opracowanie wykonane w ramach CPBP 02.08 temat 5.1.0 *Metody oceny jakości wyrobów hutniczych*, AGH, Kraków 1989, praca nie publikowana.
- [62] S.A.Sałytkow, *Stereometryczeskaja mietallografiija*, *Mietalurgija*, Moskwa 1970.
- [63] J.Serra, *Image analysis and mathematical morphology*, Academic Press, 1982.
- [64] L.S.Sigl, E.E.Exner, *Experimental study of the mechanics of fracture in WC-Co alloys*, *Metallurgical Transactions A*, 1987, 18A, s.1299-1308.
- [65] C.S.Smith, *A history of metallography*, The University of Chicago Press, 1960, s.97-127.
- [66] V.K.Srivastava, *Fractography study of fibre reinforced epoxy resin composites*, [w:] *Advances in Fracture Research*, Proc. ICF7, Houston, Texas 1989, K.Salama, K.Rawi-Chandar, D.M.R.Taplin P.Rama-Rao, Eds., s.3441-3448.
- [67] S.Stachura, *Przyczyny powstawania przetomu kamienistego w staliwie*, *Archiwum Hutnictwa*, 3, 1977, s.489-505.
- [68] S.Stachura, *Przyczyny tworzenia się przetomu kamienistego w stali przerobionej plastycznie drogą kucia*, *Archiwum Hutnictwa*,

- 1, 1979, s.141-152.
- [69] S.Stachura, *Warunki i mechanizm powstawania przelomu kamienistego w staliwie konstrukcyjnym*, Zeszyty Naukowe Politechniki Czestochowskiej, nr 113, Czestochowa 1980.
- [70] J.H.Steele Jr., *Correlation of fractographic and microstructural features*, ASTM STP 733, L.N.Gilbertson, R.D.Zipp, Eds., ASTM, 1981, s.117-130.
- [71] J.H.Steele Jr., *A stereological analysis of ductile fracture by microvoid coalescence*, [w:] *Advances in Fracture Research. Proc. ICF7*, Houston, Texas 1989, K.Salama, K.Rawi-Chandar, D.M.R.Taplin, P.Rama-Rao Eds., s.3449-3456.
- [72] H.P.Stuwe, *The work necessary to form a ductile fracture surface*, *Engineering Fracture Mechanics*, 1980, s.231-236.
- [73] M.Sumita, N.Maruyama, I.Uchizama, *A fatigue fracture surface analysis map of the 18 Ni maraging steel*, *Transactions ISIJ*, 1985, s.1078-1086.
- [74] J.Szala, *Praca doktorska*, Politechnika Slaska, Katowice 1985, nie publikowana.
- [75] J.Szala, M.Maliński, *Zastosowanie metod symulacji komputerowej w badaniach przelomów*, *Materiały II Konferencji "Stereologia w badaniach materiałoznawczych"*, Kraków - Rudy Raciborskie 1986, s.303-310.
- [76] J.Szala, J.Cwajna, A.Maciejny, *Recent development in quantitative fractography*, [w:] *The stereological methods in material science*, J.Ryś, Ed., PAN, Ossolineum, 1988, s.25-34.
- [77] E.E.Underwood, *Quantitative stereology*, Addison-Wesley, 1970.
- [78] E.E.Underwood, *Practical solutions to stereological problems*, ASTM STP 839, J.LMcCall, J.H.Steele, Eds., 1984, s.160-179.
- [79] E.E.Underwood, *Estimating fracture characteristics by quantitative fractography*, *J. Metals*, 1986, s.30-32.
- [80] E.E.Underwood, *Stereological analysis of fracture roughness parameters*, *Acta Stereologica 6/Suppl II*, 1987, s.169-178.
- [81] E.E.Underwood, *The current status of modern quantitative fractography*, [w:] *Advances in Fracture Research. Proc. ICF7*, Houston, Texas 1989, K.Salama, K.Rawi-Chandar, D.M.R.Taplin, P.Rama-Rao, Eds., s.3391-3411.
- [82] E.E.Underwood, K.Banerji, *Statistical analysis of facet characteristics in a computer simulated fracture surface*, *Acta*

- Stereologica 2/Suppl I, 1983, s.75-80.
- [83] E.E.Underwood, K.Banerji, *Fractals in fractography*, Materials Science and Engineering 1, 1986, s.1-14.
- [84] E.E.Underwood, K.Banerji, *Quantitative Fractography*, [w:] *Metals Handbook*, Ninth Edition vol.12, Metals Park, Ohio, 1987, s.193-210.
- [85] E.E.Underwood, S.B.Chakraborty, *Quantitative fractography of a fatigued Ti-28V Alloy*, ASTM STP 733, L.N.Gilbertson, R.D.Zipp, Eds., ASTM, 1981, s.337-354.
- [86] E.E.Underwood, E.A.Starke Jr., *Quantitative stereological methods for analysing important microstructural features in fatigue of metals and alloys*, ASTM STP 675, J.T.Fong, Ed., 1979, s.633-682.
- [87] R.K.Viswanadham, T.S.Sun, E.F.Drake, J.A.Peck, *Quantitative fractography of WC-Co cermets by Auger spectroscopy*, *Journal of Materials Science*, 1981, s.1029-1038.
- [88] I.Wagner, M.Schroder, H.Blumenauer, *Mikrofraktografia ilościowa jako kryterium oceny stali konstrukcyjnych o podwyższonej wytrzymałości, różniących się warunkami wytapiania*, *Inżynieria Materiałowa*, 5, 1985, 49-51.
- [89] R.J.H.Wanhill, *Low stress intensity fatigue crack growth in 2024-T3 and T351*, *Engineering Fracture Mechanics*, 1988, s.233-260.
- [90] J.Wasen, B.Karlson, K.Hamberg, *A digital high pass filter technique for profile analysis of microstructurally induced surfaces*, *Acta Stereologica* 6/1, 1987, s.199-204.
- [91] A.D.Wilson, *Fractographic characterization of the effect of inclusions on fatigue crack propagation*, ASTM STP 733, L.N.Gilbertson, R.D.Zipp, Eds., ASTM, 1981, s.166-186.
- [92] L.Wojnar, *Praca doktorska*, Politechnika Krakowska, Kraków 1985, nie publikowana.
- [93] L.Wojnar, *Effect of graphite size and distribution on fracture and fractography of ferritic nodular cast iron*, *Acta Stereologica*, 5/2, 1986, s.319-324.
- [94] L.Wojnar, *Evaluation of true fracture surface area by stereometric equations*, *Acta Stereologica*, 7/1, 1988, s.61-66.
- [95] L.Wojnar, *Fracture mechanism study - can quantitative fractography help?*, *Proc. VII European Conference on Fracture*, E.Czoboly, Ed., Budapest 1988, s.742-744.

-
- [96] L.Wojnar, *Quantitative fractography in fracture mechanism study*, *Acta Stereologica*, 2/1, 1989, s.289-299.
- [97] L.Wojnar, W.Dziadur, *Fracture of ferritic ductile iron at elevated temperatures*, *Fracture Control of Engineering Structures*, Proc. VI ECF, Amsterdam 1986, s.1941-1954.
- [98] L.Wojnar, W.Dziadur, *Quantitative analysis of oriented ductile fracture surfaces*, *Acta Stereologica*, 6/III, 1987, s.883-888.
- [99] L.Wojnar, M.Kumosa, *Quantitative analysis of overlapped fracture surfaces*, *Engineering Fracture Mechanics*, w druku.
- [100] L.Wojnar, M.Kumosa, *Advanced quantitative analysis of fracture surfaces*, *Materials Science and Engineering*, w druku.
- [101] K.Wright, B.Karlsson, *Topography of non-planar surfaces*, *Stereol. Jugosl.*, 3/I, 1981, s.247-253.
- [102] K.Wright, B.Karlsson, *Topographic quantification of non-planar localized surfaces*, *Journal of Microscopy*, 1, 1983, s.37-51.
- [103] K.Wright, B.Karlsson, *Fractal analysis and stereological evaluation of microstructures*, *Journal of Microscopy*, 2, 1983, s.185-200.
- [104] L.Wyka, *Praca doktorska*, Politechnika Krakowska, Kraków 1984, nie publikowana.
- [105] C.A.Zapffe, M.Clogg Jr., *Fractography - a new tool for metallurgical research*, *Transactions ASM*, 1945, s.71-107.
- [106] C.A.Zapffe, C.O.Worden, *Temperature and stress rate affect fractology of ferrite stainless*, *Iron Age*, 1951, s.65-69.
- [107] C.A.Zapffe, C.O.Worden, *Fractographic registrations of fatigue*, *Transactions ASM*, 1951, s.958-969.

STRESZCZENIE

Praca składa się z trzech części. W części pierwszej przedstawiono podstawy teoretyczne fraktografii ilościowej. Zdefiniowano podstawowe pojęcia i miary stosowane w ilościowym opisie przełomów, przedstawiono nową koncepcję podziału powierzchni pęknięć, przeanalizowano dostępne metody oceny pola powierzchni przełomów oraz dokonano adaptacji metody pionowych przecięć do oceny pola powierzchni przełomu. Omówiono sposób ilościowej oceny roli poszczególnych składników strukturalnych, cząstek oraz pęknięć wtórnych w powstawaniu przełomu. Przedstawiono również możliwości i trudności fraktalnej analizy powierzchni pęknięć.

W drugiej części zawarto zagadnienia związane z zastosowaniem mikrokomputerów w badaniach fraktograficznych. W szczególności przedyskutowano wpływ sposobu wprowadzania i liczebności analizowanych danych na wyniki i błędy późniejszej analizy numerycznej. Przedstawiono również analizę kilku algorytmów zastosowanych do analizy przełomów.

Trzecią część pracy poświęcono badaniu rzeczywistych przełomów. Omówiono sposób przygotowania materiału do badań oraz problemy interpretacji wyników. Zaproponowano ogólny schemat postępowania przy ilościowych badaniach przełomów. Rozważania teoretyczne poparto przykładami zastosowań, które dotyczyły roli wtrąceń niemetalicznych, wpływu temperatury na mechanizm pęknięcia oraz oceny odporności na pęknięcie.

QUANTITATIVE FRACTOGRAPHY. BASIC PRINCIPLES AND COMPUTER AIDED RESEARCH

SUMMARY

The work consists of three parts. The first part contains a theoretical basis for quantitative fractography. Basic quantities and measures used to quantify fracture surfaces are defined and a new concept of fracture surfaces classification is presented. The methods of estimation of fracture surface area are discussed including the

method of vertical sections. Quantitative analysis of the role played in fracture process by particles as well as the role of secondary cracks is performed. In addition fractal properties of fracture surfaces are included.

The second part is devoted to the application of microcomputers in quantitative analysis of fracture profiles. In particular the effect of data input mode and number of data analysed on the results of computations is discussed. Chosen algorithms, typical for quantitative fractographic research, are analysed in detail.

The third part deals with the application of the methods discussed above. Some items related to the specimen preparation or interpretation of results are reviewed. A general method for fractographic analysis is proposed and supported by example case histories. The examples deal with the role of non-metallic inclusions, effect of temperature on fracture mechanism and fracture toughness assesment.

LA FRACTOGRAPHIE QUANTITATIVE. SES PRINCIPES ET L'AIDE DE L'ORDINATEUR DANS LES RECHERCHES

RÉSUMÉ

Le présent travail se compose de trois parties. Dans la première, on a présenté la base théorique de la fractographie quantitative. On a défini les notions principales ainsi que les mesures appliquées à la description quantitative des cassures. On a présenté une nouvelle conception du partage de la surface des fêlures, on a passé en revue des méthodes en vigueur d'évaluation de la superficie des cassures et on a adapté la méthode de la coupure verticale à l'évaluation de la superficie de la cassure. On a résumé la méthode de l'évaluation quantitative du rôle des éléments structuraux respectifs, des particules ainsi que les fêlures secondaires à la formation de la cassure. On a présenté aussi des possibilités et des difficultés de l'analyse fractale de la superficie des fêlures.

Dans la deuxième partie du présent travail, on a mis en relief des problèmes concernant l'application des micro-ordinateurs dans les recherches fractographiques. En particulier, on a mis en question l'influence du procédé d'introduction et du nombre des données

analysées sur les résultats et les fautes de l'analyse numérique ultérieure. On a de même présenté une analyse de quelques algorithmes appliqués à l'analyse des cassures.

La troisième partie a été consacrée à l'examen des cassures proprement dites. On a parlé du procédé de préparation du matériau de recherche ainsi que des problèmes d'interprétation des résultats. On a proposé un schéma général d'actions concernant les recherches quantitatives des cassures. Les considérations théoriques ont été illustrées des exemples d'applications pratiques sur le rôle des inclusions non métalliques, l'influence de la température sur le mécanisme de l'éclatement ainsi que l'estimation de la résistance à ce phénomène-ci.

SPIS TRESCI

Oznaczenia	3
Wstęp	7
Teza i zakres pracy	9
1. Teoretyczne podstawy fraktografii ilościowej	11
1.1. Podstawowe pojęcia i parametry fraktografii ilościowej	11
1.2. Pole powierzchni pęknięcia	20
Podział powierzchni pęknięć	20
Teoretyczne minimum i maksimum współczynnika R_s	25
Przegląd stosowanych zależności stereologicznych	28
Metoda pionowych przecięć	32
1.3. Ilościowa ocena wybranych zjawisk na powierzchni pęknięcia	38
Rola poszczególnych składników strukturalnych	38
Cząstki na powierzchni pęknięcia	41
Pęknięcia wtórne i przesłonięcia	42
Okresowość przełomu	50
1.4. Symulacja i modelowanie pęknięć	55
1.5. Fraktale	63
2. Wybrane zagadnienia z zastosowania mikrokomputerów do	
ilościowej oceny przełomów	72
2.1. Sprzęt i oprogramowanie	72
2.2. Wprowadzanie i numeryczna analiza danych	74
Wprowadzanie danych	74
Wybór sposobu dygitalizacji	74
Wpływ liczby danych na wyniki i błędy analizy numerycznej	78
2.3. Wybrane algorytmy numerycznej analizy danych	82
Obliczanie stopnia orientacji	82
Obliczanie wartości współczynnika R_v	86
Symulacja zmiany kroku pomiarowego	87
Obliczanie wartości współczynnika R_s	93
3. Badanie rzeczywistych przełomów	96
3.1. Przygotowanie materiału do badań	96
3.2. Problemy interpretacji wyników	98
3.3. Przykłady zastosowań	100
Ocena wpływu wtrąceń niemetalicznych na pękanie stali	
łatwo obrabialnej	100
Analiza wpływu temperatury na pękanie stali 0,4 %C	104
Wpływ temperatury na dekohezję żeliwa sferoidalnego	111
3.4. Wyznaczanie odporności na pękanie	117
Podsumowanie	120
Literatura	123
Streszczenia	131